



André Filipe Serrano Barreto

Licenciado em Ciências de Engenharia Mecânica

**Soldadura por Fricção Linear assistida por
Corrente Eléctrica das
Ligas AA 6082-T6 a Ti6Al4V**

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em
Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica

Orientador: Prof. Doutora Rosa Maria Mendes Miranda,
Professora Associada com Agregação,
Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa

Co-orientador: Prof. Doutor Telmo Jorge Gomes dos Santos, Professor Auxiliar,
Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa



FACULDADE DE
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE NOVA DE LISBOA

Setembro, 2014

Soldadura por Fricção Linear assistida por Corrente Eléctrica das Ligas AA 6082-T6 a Ti6Al4V

© André Filipe Serrano Barreto, FCT/UNL, UNL, 2014

A Faculdade de Ciências e Tecnologia e a Universidade Nova de Lisboa têm o direito, perpétuo e sem limites geográficos, de arquivar e publicar esta dissertação através de exemplares impressos reproduzidos em papel ou de forma digital, ou por qualquer outro meio conhecido ou que venha a ser inventado, e de a divulgar através de repositórios científicos e de admitir a sua cópia e distribuição com objetivos educacionais ou de investigação, não comerciais, desde que seja dado crédito ao autor e editor.

RESUMO

A ligação dissimilar de ligas de alumínio a ligas de titânio tem elevado potencial para aplicações nas indústrias aeroespacial, automóvel e naval, devido à sua baixa razão peso/resistência mecânica.

Contudo, soldar ligas de alumínio a ligas de titânio apresenta-se como um grande desafio, principalmente devido à formação de fases intermetálicas frágeis que têm um efeito negativo nas propriedades mecânicas da junta.

Neste estudo, foram realizadas ligações dissimilares das ligas AA6082-T6 a Ti6Al4V, por Fricção Linear assistida por Corrente Eléctrica. Para a utilização de corrente eléctrica na Soldadura por Fricção Linear foram desenvolvidas, produzidas e testadas duas novas ferramentas.

A estrutura da ligação foi analisada, por microscopia óptica e electrónica de varrimento.

Controlando os parâmetros de soldadura foi possível obter soldaduras topo a topo e sobrepostas com um bom aspecto superficial e com continuidade metálica na interface. Nas ligações topo-a-topo observaram-se defeitos na raiz do cordão.

As estruturas na zona soldada dependem fortemente da posição do pino em relação à interface.

O uso da corrente eléctrica permitiu reduzir os defeitos na raiz, como vazios e falta de ligação na mesma, sem afectar as características metalúrgicas da interface. A utilização da corrente eléctrica permite aumentar a viscoplasticidade do material e facilitar a deformação plástica à volta do pino.

PALAVRAS-CHAVE

Soldadura por Fricção Linear

Corrente Eléctrica

AA 6082-T6

Ti6Al4V

ABSTRACT

Dissimilar joining of titanium to aluminium alloys has potential for applications in aerospace, automobile and naval industries due to the high strength and light weight ratio.

However, welding these alloys is a challenge due to the formation of brittle intermetallic phases grow at the interface and have a detrimental effect on the mechanical properties of the joint, since they are brittle.

In this study, Electrical assisted Friction Stir Welding of titanium alloy Ti6Al4V to aluminium alloy AA6082-T6 was performed the butt weld and overlap configurations. Two tools were designed, manufactured and tested especially for Friction Stir Welding variant and for this specific application.

Interfacial microstructure of the joints was evaluated using optical microscopy and scanning electron microscopy.

For the tested parameters, the welds exhibited good surface appearance. Sound welds were achieved for both overlap and butt joint configurations, though root defects were found in the latest.

The microstructures of the welded zone depended on the pin offset to the interface.

The use of electrical current proved to be able to reduce root defects in butt joints without affecting the metallurgical characteristics of the joints. The heat generated due to Joule Effect improved the material viscoplasticity and material flow around the pin.

KEYWORDS

Friction Stir Welding

Electric Current

AA 6082-T6

Ti6Al4V

AGRADECIMENTOS

O desenvolvimento deste trabalho não teria sido possível sem o acompanhamento e contributo das mais variadas pessoas ao longo de todo o curso, por isso mesmo quero aqui deixar as minhas palavras de gratidão.

O meu profundo reconhecimento e gratidão à minha orientadora, Professora Rosa Miranda, pela oportunidade de realizar este estudo, bem como pelo apoio e empenho demonstrado ao longo destes meses, que me ajudaram a ultrapassar as mais variadas adversidades. A sua motivação e profissionalismo são um exemplo para mim, que me fizeram também crescer enquanto pessoa e futuro profissional.

Ao meu co-orientador, Professor Telmo Santos, estou agradecido por toda a ajuda e disponibilidade. O conhecimento transmitido e a sua capacidade de inovação foram fulcrais para a realização deste trabalho.

Ao Mestre Diogo Pereira e futuro doutorado um profundo obrigado, pelo acompanhamento e ajuda indispensável ao longo deste trabalho. Aos Mestres Gonçalo Sorger e Patrick Inácio pela ajuda dada na realização dos ensaios e também pelo companheirismo, bem como aos meus colegas do Laboratório do Núcleo de Tecnologia Industrial.

Ao Professor Rui Silva pelo apoio e disponibilidade na realização das análises em microscópio electrónico de varrimento.

Um agradecimento especial ao Sr. António Campos e ao Sr. Paulo Magalhães pelo e apoio e total disponibilidade em ajudar, nas mais variadas dificuldades que com que me fui deparando no decorrer deste trabalho.

À empresa Sousa Granitos, Lda. pelas pedras de mármore e granito essenciais para a realização dos ensaios de soldadura.

Aos meus amigos e colegas de curso, com quem partilhei experiências ao longo destes anos, especialmente ao Nuno Esteves, Gonçalo Pinheiro, Stéphanie Catarino e Jaime Machado, um grande obrigado pelos bons momentos que passámos juntos neste nosso percurso.

À minha família, especialmente aos meus pais, irmão e avó pelo apoio e carinho, bem como pelo esforço de me proporcionarem um curso superior.

À Mafalda por toda a paciência e amor, e por ter sido o meu braço direito ao longo desta jornada, estando sempre ao meu lado nos momentos mais difíceis. Por isso, um grande obrigado.

ÍNDICE

Resumo	iii
Palavras-chave	iii
Abstract.....	v
Keywords.....	v
Agradecimentos	vii
Lista de Tabelas	xi
Lista de Figuras.....	xiii
Abreviaturas, siglas e símbolos	xvii
1. Introdução	1
1.1. Motivação.....	1
1.2. Objectivos	1
1.3. Estrutura	2
2. Estado da Arte	3
2.1. Introdução	3
2.2. Ligas de Alumínio e de Titânio.....	3
2.2.1. Ligas de Alumínio	4
2.2.2. Ligas de Titânio.....	6
2.3. Soldadura das ligas Alumínio e de Titânio	8
2.3.1. Principais problemas	8
2.3.2. Processos de soldadura.....	9
2.4. Soldadura por Fricção Linear	10
2.4.1. Conceito	10
2.4.2. Vantagens e desvantagens.....	12
2.4.3. Parâmetros do processo.....	13
2.4.4. Ligação de ligas de Alumínio e de Titânio através da Soldadura por Fricção Linear	14
2.5. Processos de soldadura assistidos/híbridos na ligação das ligas de Alumínio e de Titânio	18

2.6.	Soldadura por Fricção Linear assistida por Corrente Eléctrica	18
2.7.	Conclusão	20
3.	Procedimento Experimental	21
3.1.	Introdução	21
3.2.	Caracterização das ligas	21
3.3.	Equipamento	22
3.4.	Metodologia experimental para a passagem de corrente.....	23
3.5.	Desenvolvimento de ferramentas	27
3.6.	Plano Experimental	32
3.7.	Técnicas de caracterização	34
4.	Resultados e discussão	37
4.1.	Introdução	37
4.2.	Ensaio preliminar	37
4.3.	Juntas sobrepostas	38
4.4.	Juntas topo a topo.....	49
5.	Conclusões e trabalhos futuros.....	59
5.1.	Conclusões	59
5.2.	Trabalhos Futuros.....	60
6.	Referências.....	61
	Anexos	65
	Anexo 1 LabView	65
	Anexo 2 Macrografias dos ensaios	65
	Anexo 3 Registos de medições de corrente e tensão	67
	Anexo 4 Gráficos dos ensaios de dureza	71

Lista de Tabelas

Tabela 2.1 - Classe de ligas de alumínio [5].	5
Tabela 2.2 - Designações básicas dos tratamentos térmicos [5].	5
Tabela 2.3 - Tratamentos mecânicos de endurecimento [5].	5
Tabela 2.4 - Tratamentos térmicos de endurecimento [5].	6
Tabela 2.5 - Ligas de titânio mais usadas na indústria [10].	7
Tabela 3.1 - Propriedades mecânicas das ligas AA 6082-T6 e do Ti6Al4 [46].	21
Tabela 3.2 - Composição química da liga AA 6082-T6 (% em peso) [46].	22
Tabela 3.3 - Composição química da liga Ti6Al4V (% em peso) [46].	22
Tabela 3.4 - Requisitos funcionais das ferramentas de SFLAE.	27
Tabela 3.5 - Plano de ensaios	33
Tabela 3.6 - Parâmetros dos ensaios	34

Lista de Figuras

Figura 2.1 - Diagrama de equilíbrio de fases do sistema binário titânio-alumínio [14].	8
Figura 2.2 - Esquema da SFL.	11
Figura 2.3 - Configurações possíveis no processo SFL. Adaptado de [32]. a) Junta topo a topo; b) Junta topo a topo em T; c) Junta topo a topo com 3 peças; d) Junta sobreposta; e) Junta sobreposta de multi-peças; f) Junta em T; g) Junta de canto em T.	11
Figura 2.4 - Esquema da secção transversal de uma SFL: A - Material Base; B - ZTA; C - ZTMA; D – <i>Nugget</i> . Adaptado de [34].	12
Figura 2.5 - Ferramenta de SFL. Adaptado de [35].	13
Figura 2.6 - Análise XRD na interface [20]. a) lado do alumínio; b) lado do titânio.	15
Figura 2.7 - Perfil de dureza perpendicular a direcção de soldadura (HV 0.05) [22].	16
Figura 2.8 - Macrografia da junta, $\Omega = 1500$ rev/min e $v = 60$ mm/min. Adaptado de [4].	16
Figura 2.9 - Esquema da configuração de junta [39].	17
Figura 2.10 - Análise XRD nas superfícies fracturadas no lado do titânio [39]. a) Ensaio com $\Omega = 1200$ rev/min, $v = 60$ mm/s e <i>Offset</i> do pino = 1 mm; b) Ensaio com $\Omega =$ 1800 rev/min, $v = 60$ mm/s e <i>Offset</i> do pino = 0.5 mm.	17
Figura 2.11 - Imagem de SEM em BS da interface [40].	17
Figura 2.12 - Micrografia da zona da raiz na soldadura topo-a-topo [45]. a) Amostra sem passagem de corrente eléctrica; b) Amostra com a passagem de 800 A de corrente eléctrica.	20
Figura 3.1 - Painel frontal do programa de LabView.	23
Figura 3.2 - Esquema da representação do conceito na configuração junta sobreposta, vista transversal.	24
Figura 3.3 - Esquema da representação do conceito na configuração junta topo-a-topo, vista transversal.	24
Figura 3.4 - Sistema de fixação para a configuração de juntas sobrepostas.	25
Figura 3.5 - Sistema de fixação para a configuração de juntas topo-a-topo.	25
Figura 3.6 - Esquema de troços de soldadura com três zonas	25
Figura 3.7 - Esquema de troços de soldadura com duas zonas	26
Figura 3.8 - Esquema de cordões na soldadura de juntas sobrepostas.	26
Figura 3.9 - Critério de identificação das amostras.	26
Figura 3.10 - Ferramentas para Soldadura por Fricção Linear assistida por Corrente Eléctrica. a) Ferramenta V1; b) Ferramenta V2.	28
Figura 3.11 - Ferramenta V1. a) Vista tridimensional com o corpo da ferramenta semitransparente; b) Vista em corte longitudinal.	28

Figura 3.12 - Desenho 2D do corpo da ferramenta V1 em Ti grau 3.....	29
Figura 3.13 - Ferramenta V2. a) Vista tridimensional com o corpo da ferramenta semitransparente; b) Vista em corte longitudinal	30
Figura 3.14 - Desenho 2D da base de Al_2O_3	30
Figura 3.15 - Desenho 2D do corpo da ferramenta em AA 7075-T651.....	31
Figura 3.16 - Pinos em aço AISI-H13. a) Pino cônico em castelo; b) Pino cônico roscado com estrias helicoidais.....	32
Figura 3.17 - Aspecto final das ferramentas. a) Ferramenta V1; b) Ferramenta V2.	32
Figura 3.18 - Configuração de juntas sobrepostas	33
Figura 4.1 - Aspecto macrográfico dos cordões do ensaio A.....	38
Figura 4.2 - Estado da ferramenta V2, no ensaio C.	38
Figura 4.3 - Aspecto macrográfico dos cordões do ensaio B. Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 90$ mm/min e $h = 2.8$ mm.	39
Figura 4.4 - Aspecto macrográfico dos cordões do ensaio C. Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min (1ºCordão) e 1120 rev/min (2ºCordão), $v = 90$ mm/min e $h = 3$ mm.	39
Figura 4.5 - Aspecto macrográfico dos cordões do ensaio E. Parâmetros: $\Omega = 1120$ rev/min, $v = 90$ mm/min e $h = 2.8$ mm.	39
Figura 4.6 - a) Aspecto macrográfico da amostra B2. b) Micrografia da interface entre a ZN, a ZTMA e ZTA; c) Micrografia da interface da junta. Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 90$ mm/min, $h = 2.8$ mm e com CE.	40
Figura 4.7 - a) Aspecto macrográfico da amostra B4; b) Defeitos na interface da junta; c) Micrografia da interface da junta. Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 90$ mm/min, $h = 2.8$ mm e com CE.	41
Figura 4.8 - a) Aspecto macrográfico da amostra C2; b) Micrografia da interface da junta; c) Micrografia da interface da junta, no lado em retrocesso; d) SE na extremidade do <i>nugget</i> do lado em retrocesso; e) SE na extremidade do <i>nugget</i> do lado em avanço. Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min (1ºCordão), 1120 rev/min (2ºCordão), $v = 90$ mm/min, $h = 3$ mm e sem CE.....	41
Figura 4.9 - a) Aspecto macrográfico da amostra C4; b) Micrografia da interface da junta; c) Micrografia da interface da junta; d) SE zona do <i>nugget</i> ; e) BS zona do <i>nugget</i> . Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min (1ºCordão), 1120 rev/min (2ºCordão), $v = 90$ mm/min, $h = 3$ mm e com CE.	42
Figura 4.10 - Valores de durezas na interface da amostra C4. (Unidades em HV 0.05); MB-Ti = 329 ± 9 HV 0.05; MB-Al = 90 ± 2 HV 0.05.	43
Figura 4.11 - a) Aspecto macrográfico da amostra E2; b) Micrografia da interface da junta; c) SE interface da junta; d) BE interface da junta; e) SE interface da junta. Parâmetros: $\Omega = 1120$ rev/min, $v = 90$ mm/min, $h = 2.8$ mm e sem CE.	44

Figura 4.12 - a) Aspecto macrográfico da amostra E4; b) Micrografia da interface da junta; c) SE na zona da interface da junta; d) BE na zona do <i>nugget</i> ; e) SE na zona do <i>nugget</i> ; f) Micrografia da interface da junta. Parâmetros: $\Omega = 1120$ rev/min, $v = 90$ mm/min, $h = 2.8$ mm e com CE.....	45
Figura 4.13 - Valores de durezas na interface da amostra E4. (Unidades em HV 0.05); MB-Ti = 324 ± 9 HV 0.05; MB-Al = 90 ± 2 HV 0.05.....	46
Figura 4.14 - Esquema das indentações das amostras C1 e C3, 2º Cordão.....	46
Figura 4.15 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra C1 e C3, $x = -6$ mm. a) Totalidade do perfil, b) Ampliação do perfil na zona do alumínio.	47
Figura 4.16 - Resultado do ensaio de dureza na amostra C1, 2º cordão. a) Localização das indentações; b) Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra C1, 2º cordão.....	48
Figura 4.17 - Variação das temperaturas adquiridas em diversos pontos do 1ºcordão; a) Localização dos pontos de aquisição de temperatura; b) Curvas T(X), sendo X a posição da ferramenta no cordão. Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 90$ mm/min e $h = 1.6$ mm.	49
Figura 4.18 - Aspecto macrográfico dos cordões do ensaio F. Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 112$ mm/min, $h = 3.8$ mm e $T = 0$	50
Figura 4.19 - Aspecto macrográfico dos cordões do ensaio G. Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 112$ mm/min, $h = 3.8$ mm e $T = 0$	50
Figura 4.20 - a) Aspecto macrográfico da amostra G1; b) Micrografia da interface; c) SE da interface na raiz; d) SE da interface; e) SE ampliada da interface; f) SE de uma partícula de titânio, na ZN no lado em retrocesso; Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 112$ mm/min, $h = 3.8$ mm, $T = 0$ e sem CE.	51
Figura 4.21 - a) Aspecto macrográfico da amostra G2; b) SE da interface da junta; c) SE da interface da junta na zona da raiz. Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 112$ mm/min, $h = 3.8$ mm, $T = 0$ e com CE.....	52
Figura 4.22 - Valores de durezas na interface da amostra G1. (Unidades em HV 0.05); MB-Ti = 319 ± 10 HV 0.05; MB-Al = 90 ± 3 HV 0.05.....	52
Figura 4.23 - Valores de durezas na interface da amostra G2. (Unidades em HV 0.05); MB-Ti = 325 ± 8 HV 0.05; MB-Al = 91 ± 3 HV 0.05.	53
Figura 4.24 - a) Aspecto macrográfico da amostra F; b) Macrografia de um vazio, na zona da raiz. Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 112$ mm/min, $h = 3.8$ mm, $T = 0$ e sem CE.	54
Figura 4.25 - a) Aspecto macrográfico da amostra F3; b) Macrografia na zona da raiz. Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 112$ mm/min, $h = 3.8$ mm, $T = 0$ e com CE.	54

Figura 4.26 - a) Aspecto macrográfico da amostra F5; b) Macrografia na zona da raiz. Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 112$ mm/min, $h = 3.8$ mm, $T = 0$ e sem CE.	54
Figura 4.27 - a) Aspecto macrográfico da amostra F2; b) Macrografia na interface da ZTMA e a ZTA. Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 112$ mm/min, $h = 3.8$ mm, $T = 0$ e com CE.	55
Figura 4.28 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra G1 e G2, $y = 2.5$ mm da base. G1: MB-Ti = 310 ± 10 HV 0.05, MB-Al- = 90 ± 3 HV 0.05 G2: MB-Ti = 317 ± 8 HV 0.05, MB-Al- = 92 ± 3 HV 0.05	56
Figura 4.29 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra G1 e G2, apenas na zona do alumínio, $y = 2.5$ mm da base.....	57

ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

Al	Alumínio
BS	<i>Backscattered electrons</i>
CCC	Cúbica de corpo centrado
CE	Corrente Eléctrica
h	Altura do pino
HC	Hexagonal Compacta
IADS	<i>International Alloy Designation System</i>
LA	Lado em avanço
LR	Lado em retrocesso
MB	Material base
NTI	Núcleo de Tecnologia Industrial
PCBN	<i>Polycrystalline cubic boron nitride</i>
SE	<i>Secondary electrons</i>
SFL	Soldadura por Fricção Linear
SFLAE	Soldadura por Fricção Linear Assistida por Corrente Eléctrica
T	<i>Offset</i> do pino
Ti	Titânio
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
TWI	<i>The Welding Institute</i>
ZN	Zona do <i>nugget</i>
ZTA	Zona termicamente afectada
ZTMA	Zona termomecanicamente afectada
α	Fase Alfa
β	Fase Beta
v	Velocidade de avanço
Ω	Velocidade de rotação

1. INTRODUÇÃO

Neste capítulo apresenta-se a motivação para a escolha deste tema de investigação, bem como os objectivos e a estrutura adoptada para a apresentação do trabalho.

1.1. Motivação

Nos últimos anos tem-se assistido a um aumento do interesse da indústria pela utilização de ligas de alumínio (Al) e de titânio (Ti) em ligações dissimilares, dadas as suas boas propriedades mecânicas, nomeadamente a baixa relação peso/resistência mecânica, e com isso o interesse dos investigadores no desenvolvimento de processos de ligação capazes de realizar esta ligação dissimilar.

Através dos processos de soldadura por fusão não é possível obterem-se ligações com uma boa resistência mecânica, dada a grande diferença no ponto de fusão destas ligas, e devido à facilidade de formação de intermetálicos, fissuras e porosidades. Problemas de soldabilidade estes que podem ser minimizados utilizando processo de soldadura no estado sólido, que apresentam boas potencialidades para esta ligação dissimilar, sendo a Soldadura por Fricção Linear (SFL) um desses processos.

A principal motivação para este estudo residiu no interesse pela tecnologia de SFL, por se tratar de um processo no estado sólido e pela possibilidade de poder trabalhar no desenvolvimento de uma nova variante deste processo, a Soldadura por Fricção Linear Assistida por Corrente Eléctrica (SFLAE), na ligação dissimilar destas ligas de elevado interesse industrial.

1.2. Objectivos

Este estudo vê como objectivo principal o estudo da ligação dissimilar de ligas de alumínio e de titânio, concretamente ligas AA 6082-T6 a Ti6Al4V.

Para isso:

- Desenvolveram-se ferramentas para a SFL e em especial para a variante assistida por Corrente Eléctrica (CE);
- Estudou-se o efeito dos parâmetros de soldadura e em particular da corrente eléctrica nas características da soldadura;
- Realizou-se soldaduras na configuração topo a topo e sobreposta;
- Analisaram-se as estruturas produzidas nas diferentes regiões das soldaduras.

1.3. Estrutura

Esta tese está estruturada em 5 capítulos.

No capítulo 2 apresenta-se o estado da arte da soldadura Al/Ti. Descrevem-se as ligas, os principais problemas na sua ligação por processos de soldadura e o estado da arte da SFL na ligação de ligas de alumínio a ligas de titânio. Por último, apresenta-se a soldadura por fricção linear assistida por corrente eléctrica.

No capítulo 3 descreve-se o procedimento experimental adoptado neste estudo, bem como o desenvolvimento da metodologia experimental para a utilização da corrente eléctrica na SFL.

No capítulo 4 apresentam-se e discutem-se os principais resultados.

Por ultimo, no capítulo 5 apresentam-se as conclusões e sugestões para trabalho futuro.

2. ESTADO DA ARTE

2.1. Introdução

Nos últimos anos tem-se assistido ao aumento da procura por parte da indústria de componentes e equipamentos mais leves, na medida em que existe a necessidade crescente de aumentar a eficiência no consumo de combustível e reduzir a poluição ambiental [1]. Para tal, as ligas de alumínio e de titânio apresentam-se como uma boa solução, dada a sua baixa relação peso/resistência mecânica. Existem exemplos concretos da aplicação destas ligações dissimilares na indústria, nomeadamente na indústria aeronáutica [2].

Contudo, quando é realizada a soldadura destes dois materiais põem-se problemas de soldabilidade como a formação de porosidades, fissuras e a formação de intermetálicos, que baixam a resistência mecânica da ligação. Existe assim, a necessidade de encontrar processos alternativos que garantam boas propriedades mecânicas e boa repetibilidade no processo.

Neste âmbito, pretende-se aprofundar o conhecimento na área da soldadura dissimilar de ligas de alumínio a ligas de titânio. Assim, neste capítulo apresentam-se, em primeiro lugar, as principais características das ligas de alumínio e de titânio, bem como os principais problemas que surgem ao tentar realizar esta ligação dissimilar por processos de soldadura por fusão, e, em seguida, descreve-se o processo de SFL e os estudos já realizados na ligação dissimilar destas ligas recorrendo à SFL assistida por outros processos, por forma a ultrapassar os problemas identificados na SFL convencional.

Por último, apresenta-se um processo híbrido inovador, designado de soldadura por fricção linear assistida por corrente eléctrica, com potencial para este tipo de ligação dissimilar.

2.2. Ligas de Alumínio e de Titânio

As ligas de alumínio têm como principais características a baixa densidade e a boa resistência à corrosão [1, 3]. Por outro lado, as ligas de titânio têm uma boa resistência mecânica, e à corrosão a alta temperatura [4].

Com efeito alguns sectores como a indústria automóvel, aeronáutica, aeroespacial, naval e militar, tentem cada vez mais a usar ligações dissimilares de ligas de alumínio com ligas de titânio, por permitirem combinar o baixo peso das primeiras com a boa resistência mecânica, boa resistência à corrosão à temperatura ambiente ou a alta temperatura das segundas.

2.2.1. Ligas de Alumínio

O alumínio é o metal mais abundante a nível mundial, aparecendo sempre combinado com outros elementos como o ferro, o oxigénio e o silício e é usado numa grande diversidade de indústrias devido às suas características, das quais se destacam a sua baixa densidade, boa resistência à corrosão e resistência mecânica (Para alguns tipos de liga) [5].

Dada a importância do alumínio na indústria, podemos encontrar as ligas de alumínio nas mais variadas aplicações [6], nomeadamente:

- Meios de transporte (automóveis, aviões, barcos, bicicletas)
- Embalagens (latas de bebidas, folha de alumínio usada nas embalagens de alimentos)
- Tratamento de água (usado como agente coagulante)
- Construção civil (janelas, portas e decoração)
- Linhas de transmissão eléctrica (apesar da sua condutividade eléctrica ser apenas 60% da do cobre, é muito usado nas linhas de transmissão eléctrica devido ao seu baixo peso)
- Maquinaria (importante para equipamentos resistentes à corrosão)

As ligas de alumínio podem ser divididas em duas grandes classes, as tratadas termicamente e as endurecidas por deformação a frio.

A classificação é feita pela IADS (*International Alloy Designation System*) através de um código de quatro dígitos. O primeiro dígito indica o elemento de liga principal desse grupo, como se pode ver na Tabela 2.1, assim sendo as ligas de alumínio estão agrupadas em nove tipo de séries. O segundo dígito indica as modificações que foram feitas à liga original ou o limite de impurezas que pode conter. Os últimos dois dígitos indicam o grau de pureza do alumínio, estes dígitos são relevantes para identificar as ligas dentro da própria série.

As ligas de alumínio endurecidas por deformação estão divididas em dois grupos:

- Ligas de alumínio para trabalho mecânico e tratamento térmico, são ligas que são endurecidas por precipitação. Neste grupo incluem-se as séries 2xxx, 6xxx e 7xxx.
- Ligas de alumínio para trabalho mecânico sem tratamento térmico, são ligas que não podem ser endurecidas por precipitação, apenas por deformação a frio. Neste grupo estão as ligas da série 1xxx, 3xxx e 5xxx.

O tipo de tratamento a que uma liga foi sujeita indica-se a seguir à designação da liga, (por exemplo 7075-T651). O tipo de tratamento básico é indicado por uma letra seguida de um ou mais dígitos. Estes tratamentos estão indicados nas Tabelas 2.2, 2.3 e 2.4.

Tabela 2.1 - Classe de ligas de alumínio [5].

Série	Elemento de liga principal
1xxx	Alumínio puro
2xxx	Cobre
3xxx	Manganês
4xxx	Silício
5xxx	Magnésio
6xxx	Magnésio e silício
7xxx	Zinco
8xxx	Outros elementos
9xxx	Série Livre

Tabela 2.2 - Designações básicas dos tratamentos térmicos [5].

Letra	Tipo de tratamento
O	Recozimento e recristalização
H	Encruamento
T	Tratamento térmico

Tabela 2.3 - Tratamentos mecânicos de endurecimento [5].

Tipo	Especificação do 1º dígito
H1x	Encruamento simples
H2x	Encruamento e recozimento parcial
H3x	Encruamento e estabilização

Tabela 2.4 - Tratamentos térmicos de endurecimento [5].

Tipo	Especificação
T1	Envelhecimento natural
T3	Solubilização, deformação a frio e envelhecimento natural
T4	Solubilização e envelhecimento natural
T5	Envelhecimento artificial
T6	Solubilização e envelhecimento artificial
T7	Solubilização e estabilização
T8	Solubilização, envelhecimento artificial e deformação a frio

2.2.2. Ligas de Titânio

O titânio puro tem uma transformação alotrópica. À temperatura ambiente apresenta uma estrutura hexagonal compacta (HC) na fase alfa (α), a qual se transforma alotropicamente numa estrutura cubica de corpo centrado (CCC) na fase beta (β) à temperatura de 883°C.

A presença de elementos químicos como o alumínio e o oxigénio nas ligas de titânio estabilizam a fase α e aumentam a temperatura de transformação da $\alpha \rightarrow \beta$. Por outro lado, elementos como o vanádio e o molibdénio estabilizam a fase β e diminuem a temperatura para a qual a fase β é estável. O crómio e o ferro reduzem a temperatura de transformação à qual a fase β é estável [5]. Assim, a presença de alguns elementos químicos nas ligas de titânio pode ser vantajosa, conforme o tipo de aplicação requerido para a liga.

As principais características do titânio são [7-9]:

- Elevada temperatura de fusão, 1670 °C
- Excelente resistência a corrosão
- Resistência a elevadas temperaturas
- Elevado rácio resistência/densidade
- Boa resistência à fluência
- Liga na fase:
 - α : Apresenta uma boa soldabilidade.
 - α - β : Permite aumentar a resistência à tracção por tratamentos térmicos e no estado dúctil apresenta boas características de maquinabilidade.
 - β : Alta resistência à tracção, boa deformabilidade e má soldabilidade.

Dadas as características apresentadas, as ligas de titânio podem ser encontradas nas mais variadas indústrias [5, 7, 8], como por exemplo:

- Indústria aeroespacial: Motores a jacto
- Indústria aeronáutica: Fuselagem de aviões, pás e discos de motores de turbinas de gás para aviões
- Indústria biomédica: Próteses
- Indústria química: Tubos de dessalinização
- Indústria naval: Cascos de submarinos
- Indústria petroquímica: Tubagens
- Indústria automóvel: Chassis, motores, caixa de velocidades, molas
- Indústria desportiva: Equipamento desportivo

As ligas de titânio estão agrupadas em três grupos de acordo com a sua microestrutura [10]:

- Titânio comercial: Titânio puro (98 - 99.5 % de TI) com adição de oxigénio, azoto, carbono e ferro. São ligas com boa soldabilidade por processos de fusão
- Ti α : São ligas com 7% de alumínio e pequenas quantidades (< 0,3%) de oxigénio, nitrogénio e carbono. São ligas com boa soldabilidade no estado recozido
- Ti $\alpha + \beta$: São ligas com 6% de alumínio e com elementos na fase beta, como o vanádio, crómio e molibdeno. São ligas com boa soldabilidade no estado recozido

Na Tabela 2.5 apresentam-se as ligas mais usadas na indústria, mas são as ligas comerciais e as variantes da liga Ti6Al4V que mais se utilizam.

Tabela 2.5 - Ligas de titânio mais usadas na indústria [10].

ASTM Grau	Liga
1	Ti-0.15O
2	Ti-0.20O
4	Ti-0.35O
5	Ti-6Al-4V
7	Ti-0.20O-0.2Pd
9	Ti-3Al-2.5V
23	Ti-6Al-4V ELI
25	Ti-6Al-4V-0.06Pd

2.3. Soldadura das ligas Alumínio e de Titânio

2.3.1. Principais problemas

A ligação destas duas ligas apresenta algumas dificuldades essencialmente devido às diferenças de comportamento termofísico e termoquímico de cada uma, nomeadamente da temperatura de fusão, da condutividade térmica e do coeficiente de expansão linear [4, 11].

Para se obter uma boa ligação, é importante que exista uma boa solubilidade entre as ligas e que ambas tenham a capacidade de formar ao nível atômico uma solução sólida. Quando esta não acontece existe a formação de intermetálicos, que são duros e frágeis [12]. Neste sentido, para resolver este problema nas ligações dissimilares de ligas de alumínio e de titânio é essencial controlar a formação de fases intermetálicas, para que a sua dimensão seja minimizada, ou até mesmo eliminada [1, 11-13].

A presença destas fases intermetálicas em combinação com outros defeitos comuns da soldadura resultam na diminuição de vida à fadiga, num aumento da probabilidade de propagação de fissuras e na diminuição da tensão à rotura da junta [2].

No sistema binário alumínio-titânio, representado na Figura 2.1, para além das fases α -Ti e β -Ti, existem diversas as fases intermetálicas sendo que as únicas que permanecem à temperatura ambiente são as fases Ti_3Al e TiAl .

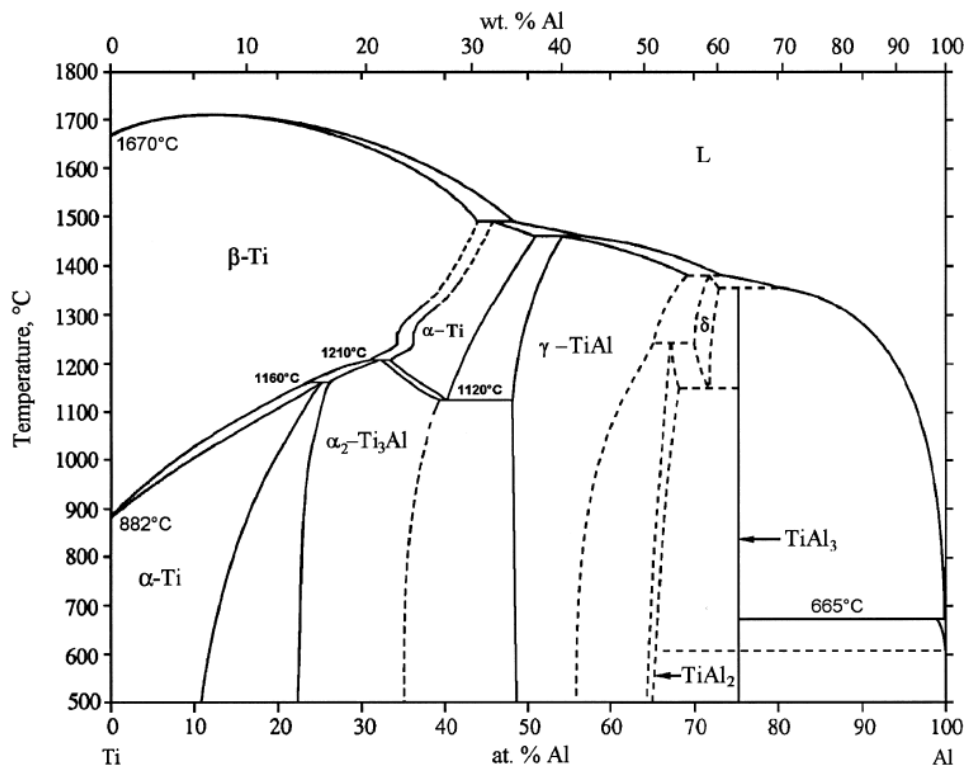


Figura 2.1 - Diagrama de equilíbrio de fases do sistema binário titânio-alumínio [14].

Devido às desvantagens associadas à formação de intermetálicos nas ligações de alumínio a titânio alguns autores têm estudado a influência destas fases no comportamento mecânico de ligações soldadas.

AlHaza et al. [15] estudaram a ligação de AA 7075 a Ti6Al4V obtida por difusão, utilizando folhas de Cu na ligação. As soldaduras foram realizadas numa câmara de vácuo, onde os materiais foram aquecidos até 500°C com uma pressão de 0.2 MPa. Identificaram a presença de Cu_3Ti_2 , na liga de titânio. E os resultados apresentam uma diminuição gradual da dureza na interface sem a formação de intermetálicos na interface.

Bataev et al. [16] estudaram a influência da formação de intermetálicos na interface de juntas soldadas de chapas de alumínio e titânio por soldadura por explosão. Posteriormente, as chapas foram recozidas, a 630°C durante vinte horas, para favorecer a criação de intermetálicos. Durante a soldadura não se verificam a formação de intermetálicos na interface, sendo que a junta apresentava uma tensão de cedência de 254 MPa. Contudo, após o recozimento os autores observaram que a tensão de cedência baixou para os 108MPa, e que era possível encontrar intermetálicos do tipo TiAl_3 , preferencialmente na interface das ripas titânio. Os intermetálicos apresentavam uma elevada dureza e dada a sua natureza frágil diminuíram drasticamente a resistência da junta.

Wei et al. [17] estudaram a soldadura de ligas de titânio TA15 com ligas de alumínio AA 2024 por TIG pulsado usando como material de adição o AlSi12. Foi igualmente observado a presença de intermetálicos, com maior incidência na parte superior da interface onde se verificaram intermetálicos do tipo $\text{Ti}_3\text{Al}+\text{Ti}_5\text{Si}_3$, $\text{TiAl}+\text{Ti}_5\text{Si}_3$ e TiAl_3 . Na parte inferior e no meio da junta verificaram ainda a presença de intermetálicos do tipo Ti_5Si_3 e TiAl_3 , também na liga de titânio.

Para além da formação de intermetálicos, referem-se ainda a oxidação do titânio a temperaturas superiores a 550°C e a possibilidade de dissolver gases formando poros. Por outro lado, o alumínio que tem um coeficiente de expansão linear baixo e elevada condutividade térmica que origina distorções.

2.3.2. Processos de soldadura

Por forma a apresentar uma solução aos problemas anteriormente identificados relativamente à soldadura de ligas de alumínio e de titânio têm vindo a ser realizados diversos estudos sobre os processos de soldadura capazes de soldar, dos quais se destacam os seguintes:

Processos de ligação no estado sólido:

- Soldadura por difusão[15, 18]

- Soldadura por fricção [19]
- Soldadura por fricção linear [4, 20-23]
- Soldadura por ultra-sons [24]
- Soldadura por explosão [16]

Processos de ligação com fase líquida:

- Soldadura por laser [25, 26]
- Brasagem [27]
- Brasagem assistida por laser [11, 13, 28, 29],
- Brasagem assistida por TIG [29]
- TIG com corrente pulsada [17]
- Brassagem assistida por TIG pulsado [12, 30, 31]
- Brasagem assistida por TIG + Ultra-sons [12]
- Soldadura híbrida de fricção linear assistida por TIG [1]

Dadas as características das ligas em estudo, os processos os processos de soldadura no estado sólido são os que melhores resultados apresentam neste tipo de ligação. Assim, este estudo visou utilizar a SFLAE para soldar estas ligas.

2.4. Soldadura por Fricção Linear

O processo de soldadura por fricção linear, foi inventado por Wayne Thomas no *The Welding Institute (TWI)* em 1991, inicialmente aplicado a ligas de alumínio. Contudo, este processo permite soldar outros metais, tais como, titânio, aço, magnésio e cobre [32], pelo que encontram-se aplicado em diversas indústrias, como: aeronáutica, aeroespacial e transportes terrestres.

2.4.1. Conceito

A SFL é um processo de ligação no estado sólido. Este processo baseia-se na utilização de uma ferramenta não consumível, sob acção de força axial de forjamento em rotação e deslocando-se ao longo da junta. Este conjunto de condições provoca uma intensa deformação plástica no material, como está representado na Figura 2.2. O calor necessário para a ligação dos materiais é gerado pela fricção da base da ferramenta com o material, e pela deformação plástica causada pelo pino, que levam a um aumento da temperatura, com amaciamento dos materiais a ligar, aumentando a viscoplasticidade do material adjacente ao pino [32].

O facto de não existir fusão de material evita a degradação das suas propriedades, como, por exemplo a perda de elementos de liga por volatilização, e permite que, na recristalização, se formem grãos finos e equiaxiais, obtendo-se superfícies sem óxidos ou porosidades e juntas com boas propriedades mecânicas [33].

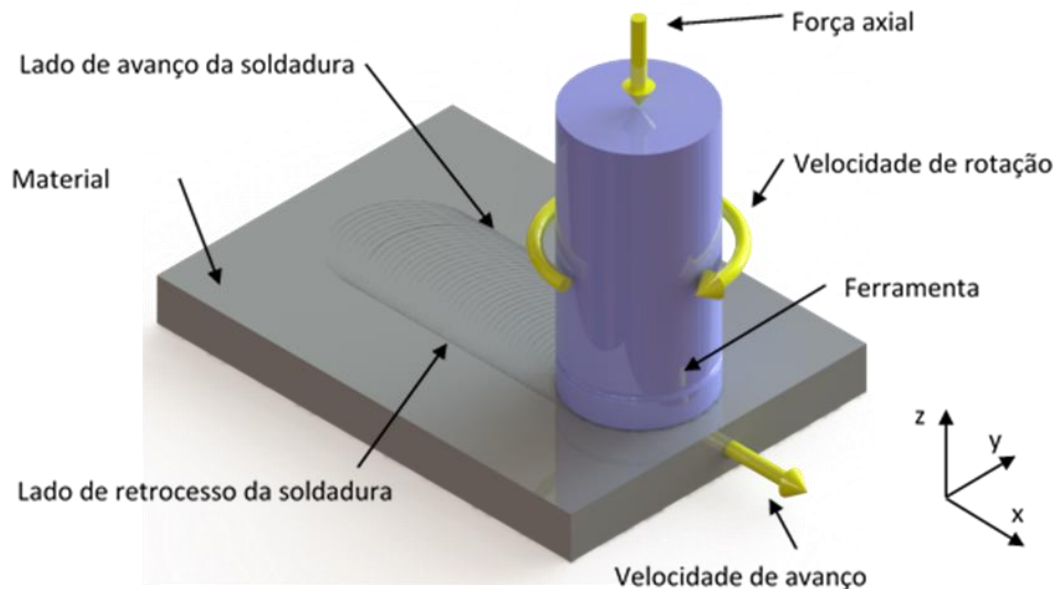


Figura 2.2 - Esquema da SFL.

Com a utilização da SFL é possível realizar a soldadura das mais variadas configurações de juntas, até mesmo de componentes curvos e tubulares, sendo as juntas mais comuns as ilustradas na Figura 2.3.

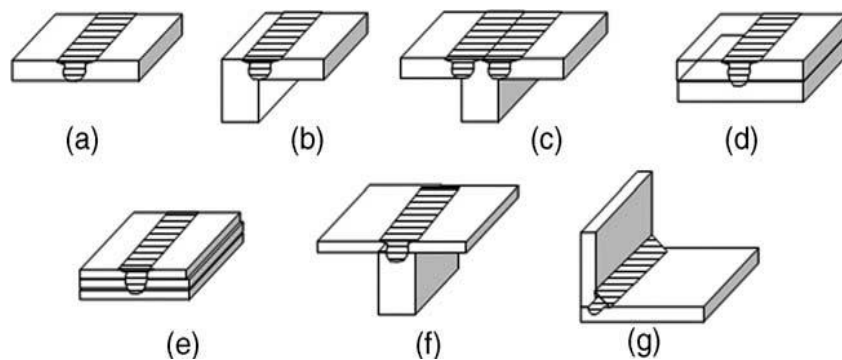


Figura 2.3 - Configurações possíveis no processo SFL. Adaptado de [32].

- a) Junta topo a topo; b) Junta topo a topo em T; c) Junta topo a topo com 3 peças; d) Junta sobreposta;
e) Junta sobreposta de multi-peças; f) Junta em T; g) Junta de canto em T.

A SFL é um processo assimétrico, pelo que o lado em avanço apresenta uma morfologia diferente da do lado em retrocesso. Numa macrografia de uma SFL, normalmente, é possível identificar zonas distintas, como representado na Figura 2.4 [34]:

- A zona do *nugget* (ZN) corresponde à zona de acção do pino, onde ocorre uma intensa deformação plástica a temperaturas mais elevadas, havendo uma recristalização dinâmica que origina grãos finos e equiaxiais
- A zona termomecanicamente afectada (ZTMA) é a zona onde ocorre uma deformação plástica a mais baixa que no *nugget*. Nesta zona a recristalização é parcial, e os grãos apresentam-se deformados no sentido do fluxo de material, podendo haver formação de precipitados devido às temperaturas envolvidas
- A zona termicamente afectada (ZTA) apenas sofre exposição térmica, não havendo alteração na estrutura do grão. Nesta zona é possível observar-se coalescência de precipitados
- O material base (MB) é a zona em que não há afectação da estrutura do material, nem das suas propriedades

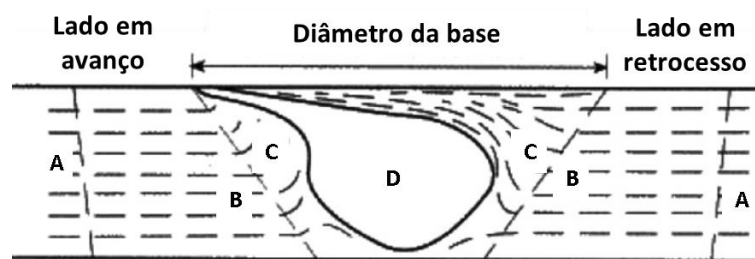


Figura 2.4 - Esquema da secção transversal de uma SFL:
A - Material Base; B - ZTA; C - ZTMA; D – *Nugget*. Adaptado de [34].

2.4.2. Vantagens e desvantagens

As principais vantagens da SFL são [4, 20-23, 32]:

- Ao nível metalúrgico:
 - Processo no estado sólido
 - Não existe perda de elementos das ligas
 - Boas propriedades mecânicas das soldaduras
 - Baixa distorção
 - Boa microestrutura
 - Não origina fissuração ou porosidades
- Ao nível ambiental e energético:
 - Não é necessário gás de protecção
 - Não requer a limpeza da superfície das peças
 - Não são necessários solventes para desengordurar as peças
 - Não necessita de material de adição
 - Boa eficiência energética

Não obstante, existem algumas desvantagens, nomeadamente [32]:

- Pouca flexibilidade no processo
- Necessidade de fixação rígida dos elementos a soldar
- Presença de um orifício no final da soldadura
- As velocidades de soldadura são geralmente baixas
- Desgaste das ferramentas, o que origina elevados custos

2.4.3. Parâmetros do processo

Os principais parâmetros do processo são *(i)* a geometria da ferramenta, *(ii)* a velocidade de rotação e de avanço da ferramenta e *(iii)* a força axial.

A ferramenta de SFL é constituída pelo corpo da ferramenta, a base e o pino, como ilustrado na Figura 2.5 e a sua geometria é crítica para o desenvolvimento do calor e para o fluxo de material em torno desta.



Figura 2.5 - Ferramenta de SFL. Adaptado de [35].

A base da ferramenta tem como função principal o confinamento do material deformado plasticamente na zona do cordão. A fricção entre a base e o material é o que mais contribui para a geração de calor utilizado no processo [32].

Por isso, têm vindo a ser desenvolvidas bases que melhoram o contacto entre esta e o material e previnem que o material no estado viscoplástico seja expelido, como as geometrias patenteadas pelo TWI.

Normalmente o raio da base é três vezes superior ao raio do pino. Caso esta proporção seja demasiado elevada, o calor gerado pode ser tal que leve o material base a fundir. Por outro lado, se o raio da base for muito pequeno, o calor gerado pode não ser suficiente para levar o material a plastificar [36].

Por sua vez, o pino desempenha um papel fundamental na criação do fluxo viscoplástico bem como na mistura de material, razão pela qual tem sido realizado muito trabalho de investigação com o objectivo de otimizar a geometria do pino. A este título, destaca-se a ferramenta WhorlTM [37], que permite soldar espessuras de chapa até aos 60 mm a velocidades superiores às das ferramentas convencionais.

No que respeita aos materiais para a fabricação das ferramentas é necessário que a temperatura de fusão seja superior à do material a soldar, uma vez que a soldadura é realizada a uma temperatura 70 a 90% da temperatura de fusão do material base, e é necessário que a resistência da ferramenta a estas temperaturas seja suficiente para não ceder.

Na soldadura de materiais macios conseguem obter-se bons resultados com os convencionais aços de ferramenta, mas para ligas de titânio é necessário que o material da ferramenta seja um material de liga com elevada resistência, tal como o *Polycrystalline cubic boron nitride* (PCBN).

Em face do exposto, é importante continuar a investigar outras soluções de materiais para as ferramentas, por forma a conseguir obter ferramentas com elevada resistência mecânica, com a capacidade de realizar longas soldaduras, com elevado tempo de vida, e tornar possível a redução de custos do processo, aumentando assim a eficiência da SFL.

A velocidade de rotação, gera calor por atrito quando a ferramenta encosta ao material base, que é necessário para o processo de SFL. Quanto maior for a velocidade de rotação maior será a fricção entre a ferramenta e o material e, conseqüentemente, maior será o calor gerado e as temperaturas de envolvidas [32, 38].

A velocidade de avanço controla a evolução da temperatura na zona da soldadura, definindo a evolução microestrutural do material e o aspecto macrográfico da junta [32, 38].

A força axial define a força de forjamento exercida no material. Se a força axial não for suficiente a base da ferramenta não entra em contacto com o material, não confinando o material, nem gerando o calor desejado ao processo. Por outro lado, se a força for demasiado elevada, a ferramenta penetra excessivamente no material criando demasiado rebarba e originando uma superfície irregular de má qualidade, a qual está ligada a uma soldadura com defeitos [32].

2.4.4. Ligação de ligas de Alumínio e de Titânio através da Soldadura por Fricção Linear

Apesar das dificuldades já apresentadas, a SFL, enquanto processo no estado sólido constitui uma boa alternativa para ligar as ligas de alumínio e titânio. Não obstante, poucos

estudos têm sido realizados e só recentemente começam a aparecer trabalhos publicados sobre este assunto.

Chen *et al.* [20] examinaram a microestrutura e as propriedades da junta soldada, na ligação das ligas de alumínio ADC12 (4 mm de espessura) e titânio puro (2 mm de espessura). Os autores concluíram que é possível ligar estas ligas com sucesso através da SFL produzindo juntas com boas propriedades mecânicas e sem defeitos. Contudo, na interface da junta verificou-se a formação de intermetálicos do tipo $TiAl_3$, sendo que a sua formação era fortemente dependente da velocidade de rotação e de avanço, como se verifica na Figura 2.6. Dos ensaios de tracção realizados verificou-se que a carga máxima à qual a junta cedeu foi de 9.39 kN, 62% da carga máxima à qual a liga de ADC 12 base cedeu, num ensaio com a velocidade de rotação de 1500 rev/min e a velocidade de avanço de 90 mm/min. Os ensaios mecânicos permitiram ainda concluir que para menores velocidades de avanço a resistência da junta aumentava, visto que para maiores velocidades, o tempo de interação entre os materiais e o calor gerado localmente era menor.

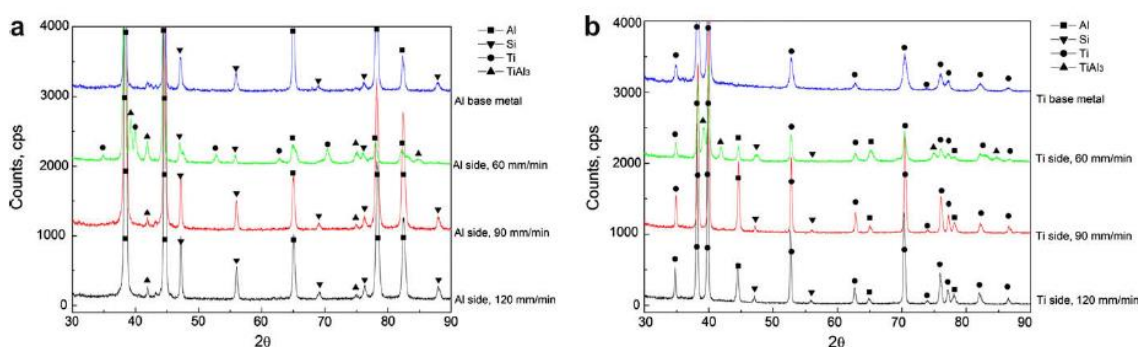


Figura 2.6 - Análise XRD na interface [20].
a) lado do alumínio; b) lado do titânio.

Bang *et al.* [22] estudaram a microestrutura e as propriedades mecânicas de juntas em chapa com 5 mm de espessura de AA 6061-T6 e Ti6Al4V, com uma velocidade de rotação de 1000 rev/min e uma velocidade de avanço de 150 mm/min. Nos testes de dureza Vickers observaram que o titânio mantinha as suas propriedades, na ZN a dureza baixava ligeiramente em relação ao MB, e a ZTA era a zona de menor dureza devido às temperaturas desenvolvidas naquela zona, como se verifica na Figura 2.7. Nos ensaios de tracção a tensão de rotura máxima atingida foi de 134 MPa, 35% da tensão de rotura do alumínio base. Os autores concluíram que o pino deve estar descentrado para o lado da chapa de alumínio para se obterem juntas de qualidade, e que a posição em que se centrava a ferramenta tem efeitos diretos na microestrutura e nas propriedades mecânicas da junta.

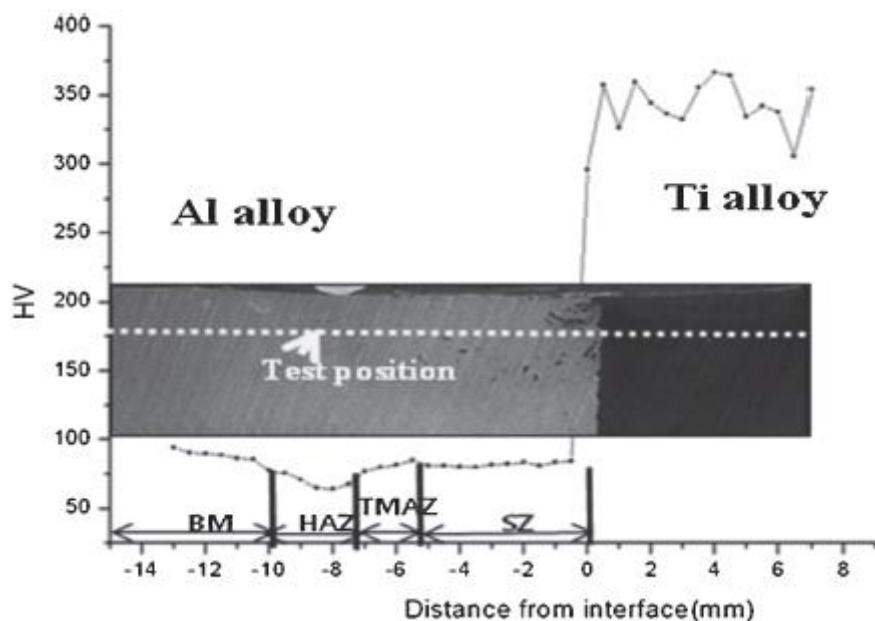


Figura 2.7 - Perfil de dureza perpendicular a direcção de soldadura (HV 0.05) [22].

Yu-hua *et al.* [4] analisaram a interface na ligação das ligas de titânio TC1a de alumínio LF6. Dos ensaios de tracção realizados, os autores observaram que com o aumento da velocidade de avanço a resistência da junta à fractura diminui, sendo que a carga máxima atingida de 2.8 kN. Esta soldadura foi obtida com os seguintes parâmetros: $\Omega = 1500$ rev/min e $v = 60$ mm/min. Na macrografia desta junta (Figura 2.8) é possível observar que a ZN contém grandes partículas de titânio, que foram removidas da chapa do titânio pela acção do pino.

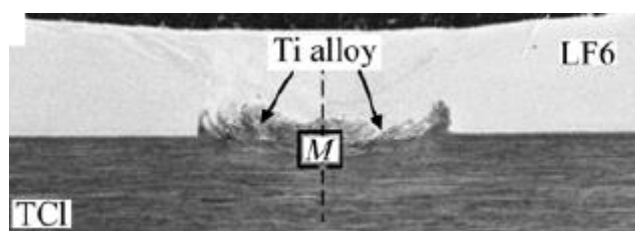


Figura 2.8 - Macrografia da junta, $\Omega = 1500$ rev/min e $v = 60$ mm/min. Adaptado de [4].

Li, Bo *et al* [39] estudaram a influência das variáveis do processo na interface das juntas e nas propriedades mecânicas na ligação das ligas Ti6Al4V e Al6Mg. Neste trabalho os autores verificaram que a configuração da junta utilizada (Figura 2.9) permite reduzir o atrito na base da ferramenta, diminuindo assim as falhas na raiz. Observou-se ainda que quanto mais desviado o pino estiver da liga de titânio e menor for a velocidade de rotação, menor é a espessura dos compostos intermetálicos formados, sendo que foram encontrados intermetálicos do tipo TiAl, Ti₃Al e TiAl₃, como se verifica na Figura 2.10. Nos ensaios de tracção realizados a tensão máxima de rotura foi de 292 MPa com uma carga de 7.02 KN, 92% da tensão do alumínio base e os parâmetros utilizados neste ensaio foram: $\Omega = 1200$ rev/min, $v = 60$ mm/s e *Offset* do pino (T) igual 1 mm.

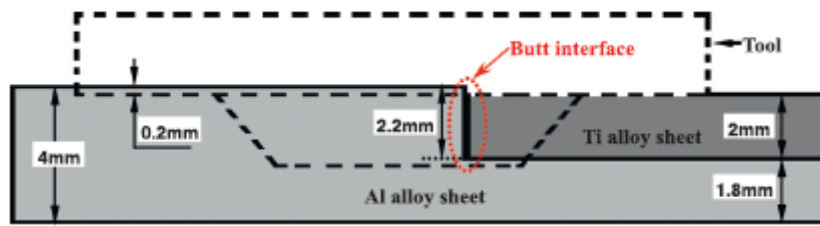


Figura 2.9 - Esquema da configuração de junta [39].

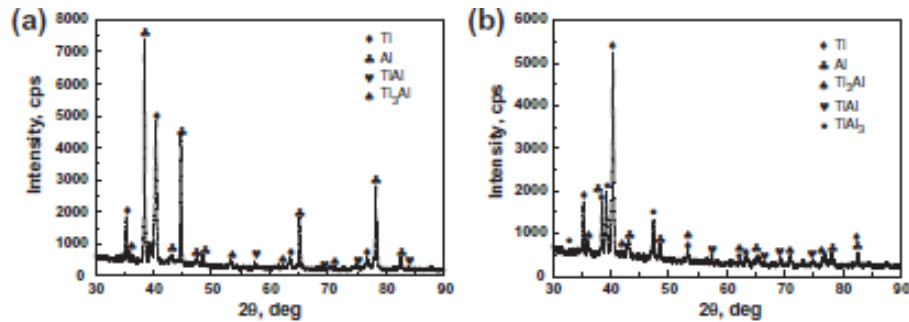


Figura 2.10 - Análise XRD nas superfícies fracturadas no lado do titânio [39].

- a) Ensaio com $\Omega = 1200$ rev/min, $v = 60$ mm/s e *Offset* do pino = 1 mm;
b) Ensaio com $\Omega = 1800$ rev/min, $v = 60$ mm/s e *Offset* do pino = 0.5 mm.

Song, Zhihua *et al* [40] estudaram a influência da distância do pino à chapa de titânio, na ligação das ligas Ti6Al4V e AA 6061-T6, com 2 mm de espessura. Com estas variações na posição do pino os autores concluíram que esta tem influência directa na microestrutura e nas propriedades da junta.

Para distâncias pequenas verifica-se a existência de falhas na raiz. Por outro lado, se a distância for muito grande a formação de intermetálicos aumenta formando-se $TiAl_3$, na interface da junta como se observa na Figura 2.11. Contudo, com uma distância apropriada é possível obter soldaduras com boas propriedades, dentro dos parâmetros de processo estudados. Nos ensaios de tracção realizados a tensão máxima de rotura foi de 197 MPa, 62% da tensão do alumínio base e os parâmetros utilizados neste ensaio foram: $\Omega = 1000$ rev/min, $v = 120$ mm/min e $T = 0.9$ mm.

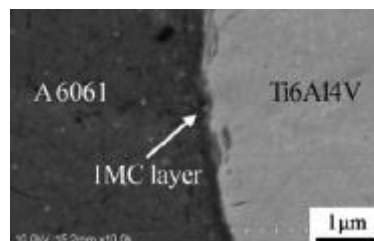


Figura 2.11 - Imagem de SEM em BS da interface [40].

2.5. Processos de soldadura assistidos/híbridos na ligação das ligas de Alumínio e de Titânio

Cada processo de ligação por soldadura tem as suas vantagens e desvantagens. Perante a necessidade de responder aos requisitos do sector industrial, na diminuição de defeitos nas ligações, uma das soluções encontradas foi a utilização de processos híbridos ou assistidos, que permitem maximizar as vantagens de cada um [41].

Shixiong *et al.* [12] analisaram a ligação das ligas de titânio e alumínio, na configuração de junta topo-a-topo, por brasagem por TIG assistido por ultrassons, no qual foram utilizados como material de adição o fio NO.380, com um diâmetro de 2.8 mm. Como referido anteriormente, na ligação de ligas de alumínio e titânio, caso haja a fusão dos materiais pode ocorrer a criação de partículas intermetálicas, que diminuem a resistência da junta. Neste sentido, estes autores tentaram controlar a formação destas partículas intermetálicas com ultrassons. Isto permitiu diminuir o tempo de início da solidificação permitindo a formação de grãos mais finos e equiaxiais, e evitar a formação de fases intermetálicas. Por outro lado, os ultrassons podiam diminuir a formação de partículas intermetálicas, e com o aumento da taxa de vibração a resistência da junta aumenta inicialmente, mas baixava com o tempo.

Bang *et al.* [1] ligaram chapas de AA 6061-T6 e Ti6Al4V na configuração de juntas sobrepostas por SFL assistida por TIG. A tocha de TIG pré-aquecia as chapas, amaciando o material antes de efectuarem a soldadura por SFL. Os autores verificaram que o amaciamento do material provocado pela tocha de TIG permitia obter uma junta sem vazios. Comparativamente a ligações utilizando unicamente a SFL, esta técnica permite obter ligações com maior resistência e as juntas apresentavam grãos mais finos. Embora se possa pensar que ocorrem estruturas de solidificação devido à tocha TIG, tal não foi observado.

2.6. Soldadura por Fricção Linear assistida por Corrente Eléctrica

Depois do sucesso na aplicação da soldadura por fricção linear em ligas de alumínio, a sua aplicação em metais como o aço e ligas de titânio apresenta alguns problemas dos quais os mais importantes são, o desgaste da ferramenta e a baixa velocidade de soldadura obtida.

Assim, para ultrapassar estas dificuldades têm sido estudadas variantes do processo essencialmente para materiais com elevada dureza.

Long, X. *et. al* [42] estudaram a distribuição de temperaturas na ferramenta e no material base através da modelação por elementos finitos, durante o processo denominado por *electrically enhanced friction stir welding process*. Os autores demonstraram que as temperaturas obtidas

durante o processo de soldadura deste método são semelhantes às temperaturas médias na SFL convencional, mas podem ser atingidas em menor tempo. Este resultado pode significar uma diminuição do tempo de soldadura, o que representa uma vantagem económica.

Ferrando, W. A [43] utilizou a corrente eléctrica para assistir a soldadura por fricção linear (SFLAE), tendo como objetivo a redução da força axial necessária na SFL convencional, através de um amaciamento do material provocado pelo calor produzido durante a passagem de corrente, através do efeito de Joule, permitindo reduzir o desgaste das ferramentas de SFL, a força axial exercida e o consumo de energia. Ferrando, W.A.[44] realizou ainda alguns ensaios em materiais como o aço, bronze, cobre/aço, AA 5083, Ti6Al4V e Ti comercial, através da SFLAE. Nos ensaios com a liga AA 5083 o autor registou melhorias no fluxo de material na zona processada em relação ao SFL convencional, havendo assim uma melhor mistura de material durante o processo. O autor refere ainda que é possível obter boas soldaduras com uma força axial aproximadamente, dez vezes inferior às requeridas no processo convencional. Adicionalmente, com os parâmetros de soldadura otimizados, concluiu que é possível obter boas soldaduras com velocidades de avanço superiores à SFL convencional.

Contudo, nos ensaios em ligas de titânio, as soldaduras apresentavam falta de penetração, óxidos na superfície. Ainda assim, as zonas soldadas apresentavam uma estrutura de grão refinado. Nas ligas de titânio o aquecimento provocado pela corrente eléctrica deve ser maximizado por forma a reduzir o calor gerado pela rotação da ferramenta. Para espessuras elevadas, o calor necessário para amaciar o titânio pode sobreaquecer a ferramenta, pelo que, o diâmetro da ferramenta deve ser otimizado de acordo com a espessura das chapas [44].

O desgaste das ferramentas na soldadura de metais duros, como o aço e o titânio, é um problema, mas o objectivo de Ferrando, W. A. de diminuir a força de forjamento não é fulcral, pois esta é assegurada pela rigidez da máquina de SFL e não consome energia

Recentemente, Santos, T.G., *et al.* [45] apresentaram uma variante da SFL utilizando o conceito da soldadura por fricção linear assistida pela corrente eléctrica através do efeito de Joule, para reduzir os defeitos de raiz do processo de SFL convencional. Neste estudo os autores concluíram que esta variante da SFL aumentava o fluxo viscoplástico do material, sendo possível reduzir os defeitos na raiz, sem afectar as características metalúrgicas das juntas, como é possível verificar na Figura 2.12.

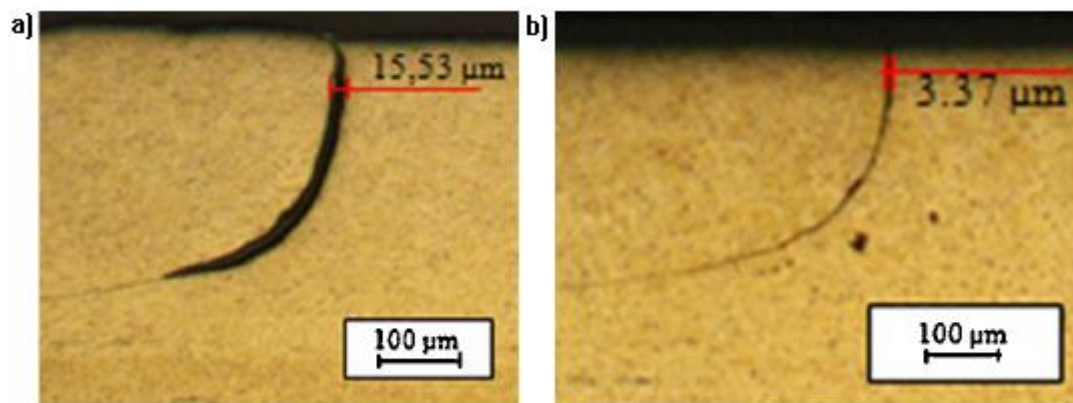


Figura 2.12 - Micrografia da zona da raiz na soldadura topo-a-topo [45].

a) Amostra sem passagem de corrente eléctrica;

b) Amostra com a passagem de 800 A de corrente eléctrica.

2.7. Conclusão

Neste capítulo apresentou-se uma revisão do estado da arte nas ligações dissimilares das ligas de alumínio a titânio, bem como da tecnologia da SFL.

A principal dificuldade em ligar estas ligas prende-se com a formação de compostos intermetálicos que é favorecida pelo aumento de temperatura, tendo estes compostos maior tendência a formar-se na interface com a liga de titânio. Portanto, é crucial controlar a formação destas fases para se obterem juntas com boas características mecânicas, e que possam, mais facilmente, ser aplicadas industrialmente.

Neste sentido, a SFL constitui uma boa solução para diminuir a formação destes compostos, uma vez que se processa no estado sólido.

Nestas ligações é importante controlar o calor desenvolvido uma vez que, ele determina a temperatura máxima atingida e as ligas de titânio oxidam acima de 550°C. A formação de intermetálicos depende da temperatura máxima atingida e do tempo de exposição a essa temperatura, pelo que é necessário afastar a interface o máximo possível da zona de temperatura máxima, através do controlo da posição do pino em relação à interface, permitindo ainda evitar o desgaste da ferramenta pelo titânio.

A soldadura por TIG assistido por ultra-sons permite refinar o tamanho de grão da zona fundida e melhorar as propriedades mecânicas, enquanto a SFLAE permite amaciar o material, aumentando a viscoplasticidade do mesmo, e aumentando o tempo de vida da ferramenta.

Assim, a SFL aparenta ser um processo promissor para estas ligações dissimilares.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Introdução

Neste capítulo apresenta-se a caracterização das ligas usadas neste estudo, o equipamento utilizado para o processo, o plano de ensaios e as técnicas de caracterização utilizadas. Descrevem-se as ferramentas desenvolvidas para a SFLAE e as metodologias experimentais que foram adotadas no trabalho desenvolvido.

3.2. Caracterização das ligas

Neste estudo foram utilizadas chapas de AA 6083-T6, com 50x140x3 mm³ e 100x200x4.3 mm³, e de Ti6Al4V, com 50x140x4 mm³ e 50x280x4 mm³, como materiais base. Na Tabela 3.1 apresentam-se as propriedades mecânicas das ligas em estudo, nas Tabelas 3.2 e 3.3 apresenta-se a composição química de cada uma.

Tabela 3.1 - Propriedades mecânicas das ligas AA 6082-T6 e do Ti6Al4 [46].

Propriedades Mecânicas		
Metal	AA 6082-T6	Ti6Al4V
Módulo de Young, E [GPa]	70	113.8
Alongamento à ruptura [%]	10	14
Tensão de cedência [MPa]	250	880
Tensão de ruptura [MPa]	290	950
Coeficiente de Poisson	0.33	0.342
Dureza em Vickers [HV]	95	349

Tabela 3.2 - Composição química da liga AA 6082-T6 (% em peso) [46].

Al	Si	Mg	Mn	Fe
95.20 – 98.30	0.70 – 1.30	0.60 - 1.20	0.40 – 1.00	≤ 0.50
Cr	Zn	Cu	Ti	Outros
≤ 0.25	≤ 0.20	≤ 0.10	≤ 0.10	≤ 0.15

Tabela 3.3 - Composição química da liga Ti6Al4V (% em peso) [46].

Ti	Al	C	H	Fe
87.72 - 91.00	5.50 - 6.75	≤ 0.08	≤ 0.02	≤ 0.40
N	O	V	Outros	
≤ 0.03	≤ 0.20	3.50 - 4.50	≤ 0.30	

3.3. Equipamento

Para produzir as soldaduras por SFLAE foi utilizada uma fresadora convencional adaptada para realizar SFLAE, um sistema de aquisição de dados, uma fonte de alimentação e um sistema de alimentação eléctrica para a ferramenta.

A fresadora utilizada tem uma mesa onde é adaptado o sistema de fixação das chapas e que permite o movimento nos eixos x, y e z, e a cabeça da fresadora permite o ajuste manual do ângulo de inclinação, α , entre 0° e 90°.

A fonte de alimentação externa que permitia fornecer uma intensidade de corrente de aproximadamente 300 A.

O sistema de aquisição de dados era composto por 2 sensores amperimétricos em série e 4 termopares. Num dos sensores utilizou-se uma placa de aquisição de dados NI USB 6008 da NATIONAL INSTRUMENTS®, e no outro uma pinça amperimétrica ligada a um multímetro digital. Os termopares estavam ligados ao módulo NI 9211 no chassi NI cDAQ – 9178, ambos da NATIONAL INSTRUMENTS®.

Na aquisição dos dados foi utilizado um software desenvolvido pelo Núcleo de Tecnologia Industrial (NTI) para os trabalhos com este equipamento, usando a linguagem G, no LABVIEW™ 2012 da NATIONAL INSTRUMENTS®. No Anexo 1 apresenta-se o diagrama de blocos do código do programa e na Figura 3.1 ilustra-se o aspecto do painel frontal do programa, que permite registar os parâmetros do ensaio, do equipamento e de aquisição, e permite o controlo da evolução da intensidade de corrente, tensão e temperatura do ensaio. Os dados do programa foram gravados em ficheiro *.txt, para posterior tratamento gráfico. Os dados tratados são apresentados no Anexo 3.

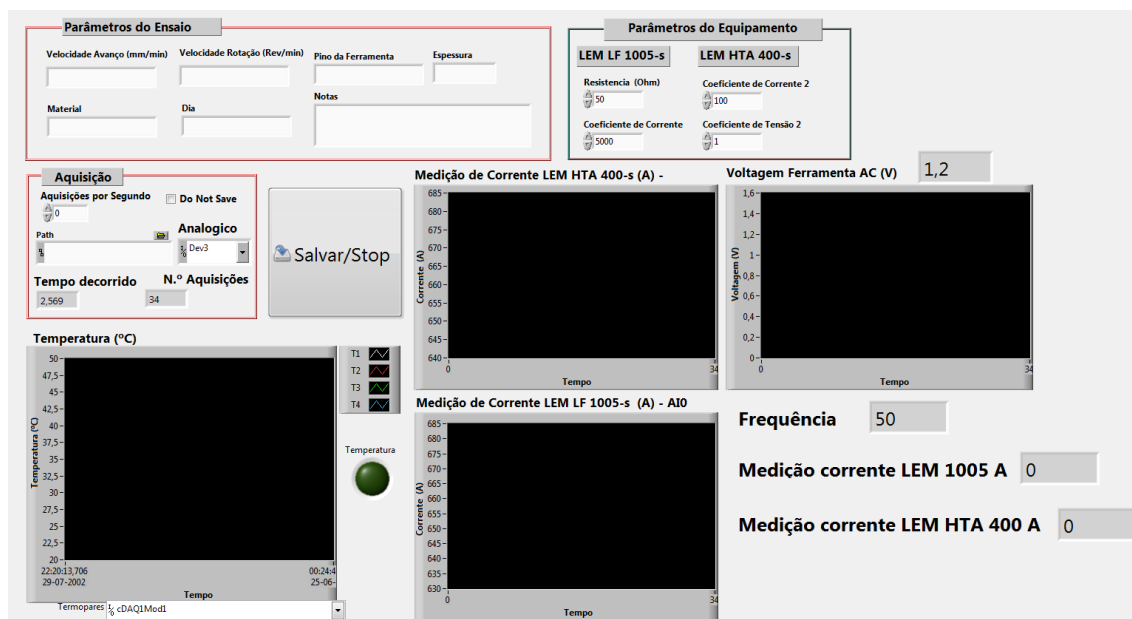


Figura 3.1 - Painel frontal do programa de LabView.

3.4. Metodologia experimental para a passagem de corrente

A tipologia de juntas a realizar foi topo a topo e sobrepostas pelo que foi necessário conceber diferentes dispositivos para fazer passar a corrente elétrica na zona da soldadura.

Na configuração de junta sobreposta, fez-se passar a corrente pela ferramenta, para a chapa de alumínio, passando depois para a base de fixação das chapas, através de uma secção rectangular de cobre incorporado na superfície da mesma, fechando o circuito. Como ilustrado na Figura 3.2.

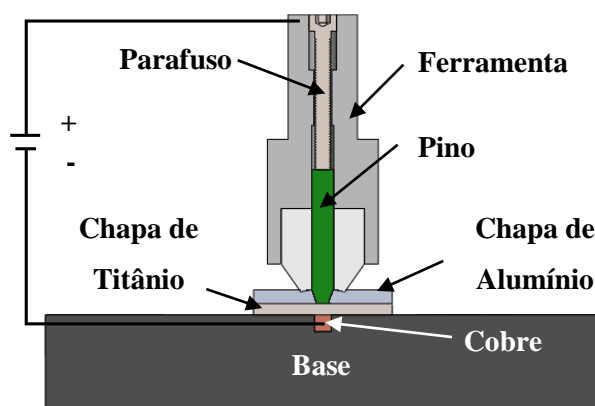


Figura 3.2 - Esquema da representação do conceito na configuração junta sobreposta, vista transversal

Na configuração de junta topo-a-topo, tal como, na configuração de junta sobreposta, fez-se passar a corrente pela ferramenta para o material base, sendo que aqui a o circuito era fechada no titânio, mas nesta configuração as chapas estão fixadas numa pedra que serve de isolamento à corrente eléctrica, tal como ilustrado na Figura 3.3.

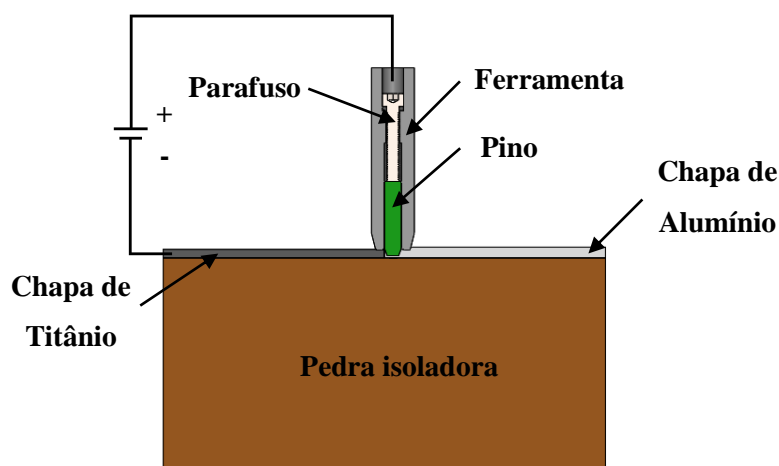


Figura 3.3 - Esquema da representação do conceito na configuração junta topo-a-topo, vista transversal

Relativamente ao método de fixação das chapas, na Figura 3.4 pode-se observar que se utilizaram duas longarinas para a fixação das chapas, na configuração de juntas sobrepostas. Por sua vez, na configuração de juntas topo-a-topo, utilizaram-se garras de fixação, como se pode verificar na Figura 3.5. Em ambas as situações os sistemas de fixação estavam isolados para não permitir a passagem de corrente do material base para a mesa de fixação.

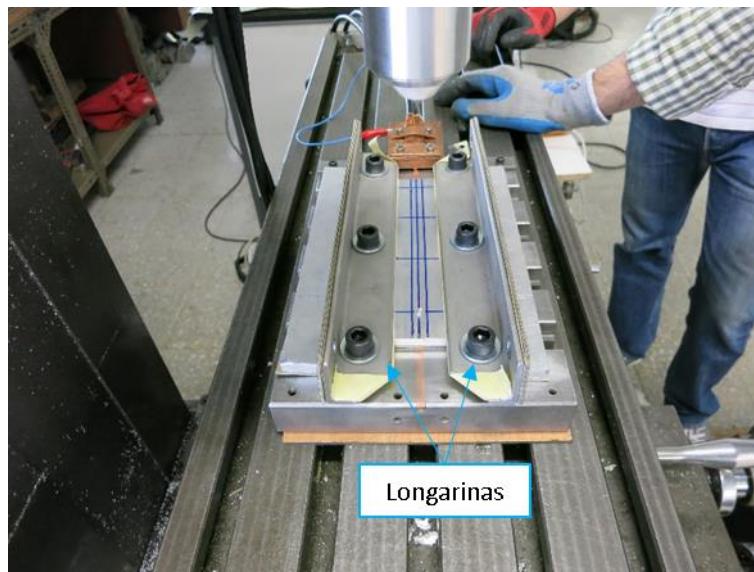


Figura 3.4 - Sistema de fixação para a configuração de juntas sobrepostas.

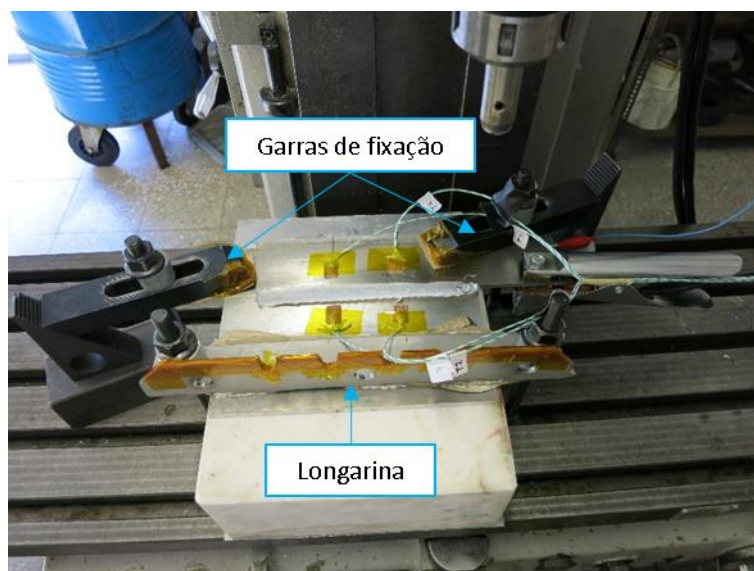


Figura 3.5 - Sistema de fixação para a configuração de juntas topo-a-topo.

Para garantir que os ensaios com e sem corrente eram realizados nas mesmas condições de operação, foram realizados troços com e sem corrente eléctrica no mesmo cordão de soldadura. Optou-se por fazer dois tipos de ensaios, um com três zonas, como representado na Figura 3.6, e outro com duas zonas, como representado na Figura 3.7.

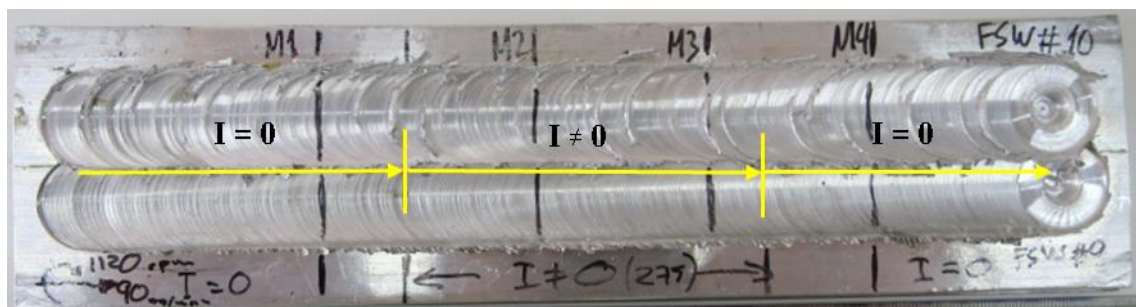


Figura 3.6 - Esquema de troços de soldadura com três zonas

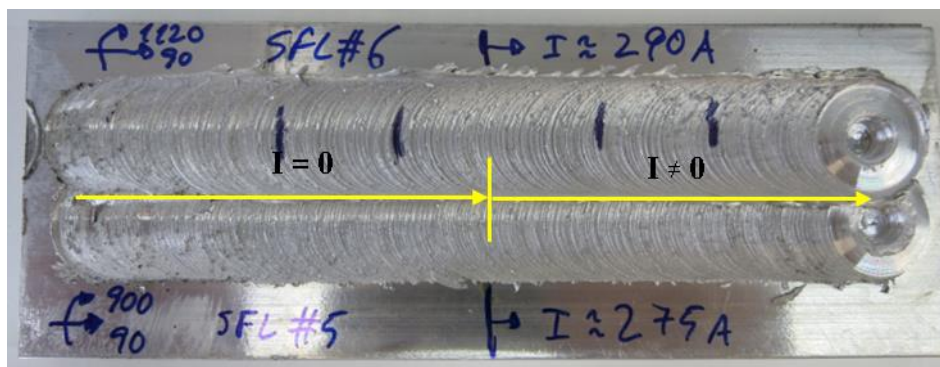


Figura 3.7 - Esquema de troços de soldadura com duas zonas

Nas soldaduras sobrepostas foram realizados sempre dois cordões, um à direita do centro da chapa e outro à esquerda, como representado na Figura 3.8.

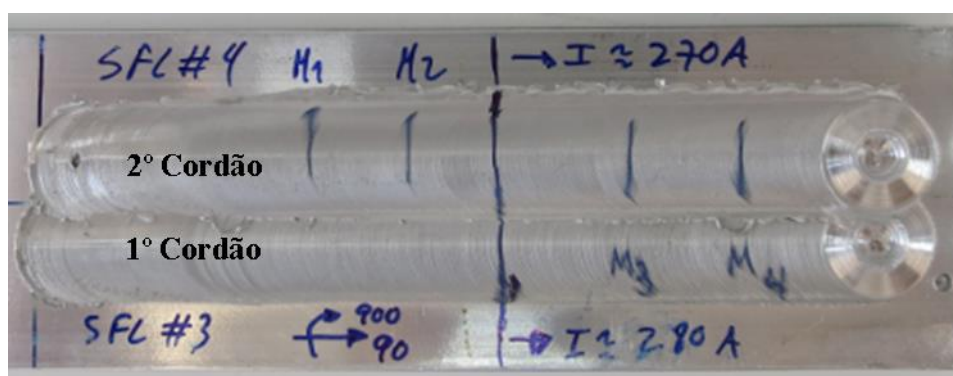


Figura 3.8 - Esquema de cordões na soldadura de juntas sobrepostas.

No ensaio D procedeu-se à aquisição de temperaturas, através da utilização termopares colocados na superfície superior das chapas. Este sistema permite registar em que troços do cordão há maior geração de calor.

Para a realização dos ensaios de caracterização foram cortadas e preparadas amostras de soldadura pré-selecionadas. O critério de identificação adoptado está ilustrado na Figura 3.9, ou seja, a amostra é identificada por uma letra e um número, a letra identifica o ensaio e o número identifica o número do provete utilizado da amostra.

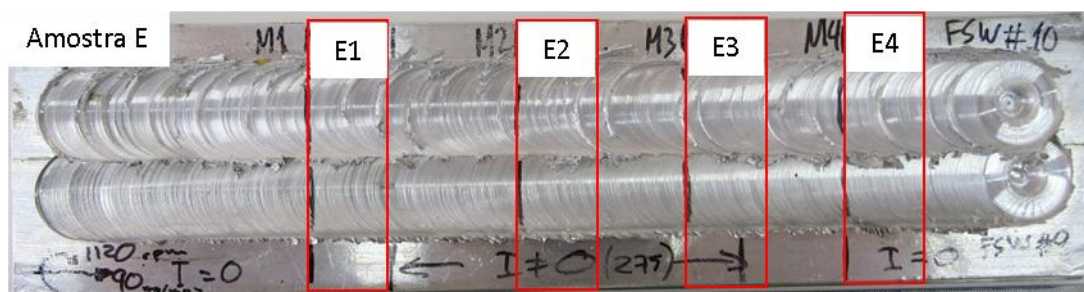


Figura 3.9 - Critério de identificação das amostras.

3.5. Desenvolvimento de ferramentas

Para a utilização de corrente eléctrica na SFL foi necessário desenvolver novas ferramentas dedicadas que permitissem fazer passar corrente eléctrica do corpo da ferramenta para o pino, sem passagem de corrente pela base da ferramenta, através do isolamento eléctrico da mesma. Dada a importância das características que estas ferramentas tinham de apresentar, procedeu-se a um levantamento dos requisitos funcionais das mesmas. Na Tabela 3.4 descrevem-se as várias funcionalidades e atributos que devem caracterizar as ferramentas.

Tabela 3.4 - Requisitos funcionais das ferramentas de SFLAE.

Requisito funcional	Comentário
Base da ferramenta com isolamento eléctrico	O isolamento eléctrico da base é essencial para o confinamento da corrente eléctrica
Altura do pino ajustável	A altura do pino tem de ser regulável em função da espessura do material a soldar
Resistência ao desgaste por atrito	Aumenta o tempo de vida da ferramenta
Corpo da ferramenta e pino em material bom condutor eléctrico	Uma vez que a base da ferramenta é isolada eléctricamente a passagem de corrente pelo pino e pelo corpo da ferramenta deve ser feita com o mínimo de resistência eléctrica possível
Boa resistência à compressão	A SFL é um processo que envolve elevadas forças de forjamento, razão pela qual as suas ferramentas têm de ter uma boa resistência à compressão
Temperatura máxima de funcionamento superior a 660°C	Uma vez que a soldadura é realizada entre 70 a 90 % da temperatura de fusão do material base, é necessário que a temperatura de fusão do material da ferramenta seja superior à do material base
Fixação do pino	É necessária a fixação do pino para impedir a sua translação e rotação durante o processo
Compatibilidade das ferramentas com o equipamento existente	As ferramentas devem ser dimensionadas para se adaptar ao equipamento de soldadura
Bom fluxo viscoplástico	A geometria do pino e da base deve favorecer o fluxo viscoplástico do material base

A Figura 3.10 ilustra os 2 tipos de ferramentas concebidas, segundo os requisitos funcionais apresentados.

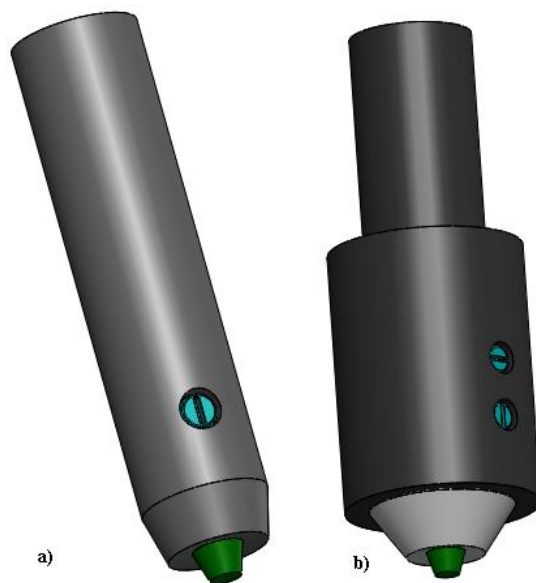


Figura 3.10 - Ferramentas para Soldadura por Fricção Linear assistida por Corrente Eléctrica.
a) Ferramenta V1; b) Ferramenta V2

A ferramenta V1, Figura 3.11, é constituída pelos seguintes elementos, segundo a nomenclatura adotada: corpo da ferramenta (1), parafuso regulador do pino (2), pino (3) e perno de fixação do pino (4). O corpo da ferramenta foi fabricado em titânio grau 3 (Figura 3.12), com uma base de superfície côncava revestida a dióxido de titânio (TiO_2) por plasma spraying em atmosfera oxidante, com 300 μm de espessura de revestimento, para permitir o isolamento da corrente eléctrica e aumentar a dureza superficial da mesma. O corpo da ferramenta foi torneado no torno a partir de um varão de 20 mm de diâmetro.

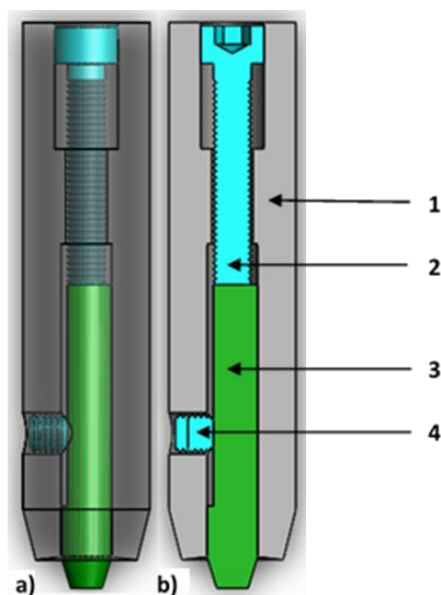


Figura 3.11 - Ferramenta V1.

a) Vista tridimensional com o corpo da ferramenta semitransparente; b) Vista em corte longitudinal.

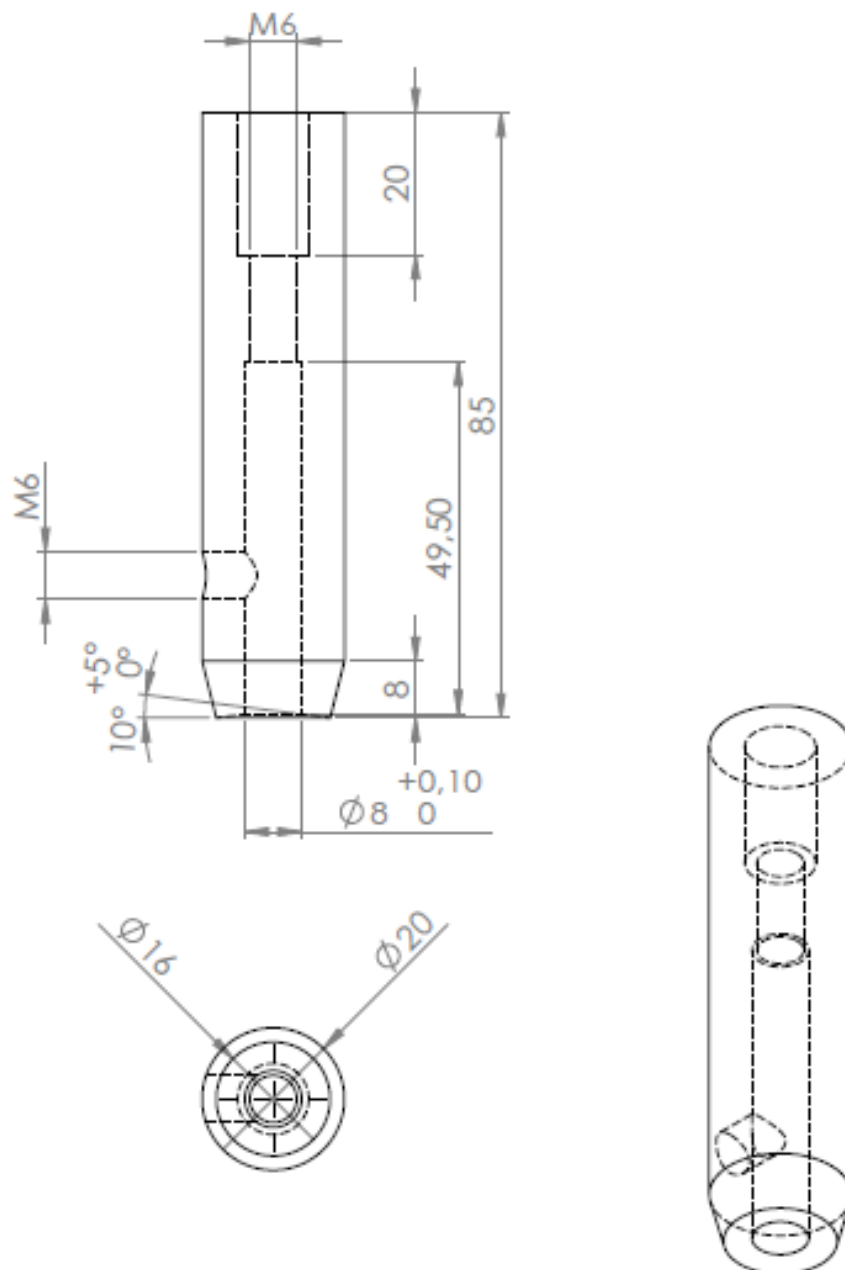


Figura 3.12 - Desenho 2D do corpo da ferramenta V1 em Ti grau 3.

A ferramenta V2 (Figura 3.13) era constituída pelos seguintes elementos: corpo da ferramenta (1), parafuso regulador do pino (2), perno de fixação do pino (3), perno de fixação da base (4), base em alumina (5) e pino (6). A base foi fabricada em alumina por sinterização a quente (Figura 3.14), e o corpo da ferramenta em AA 7075-T651 (Figura 3.15), a partir de um varão de 50 mm de diâmetro. A base em alumina permite o isolamento elétrico anteriormente referido, apresentando também uma superfície côncava na parte inferior. A parte superior lateral é facejada para impedir a translação e rotação da mesma, através do uso de um perno (4).

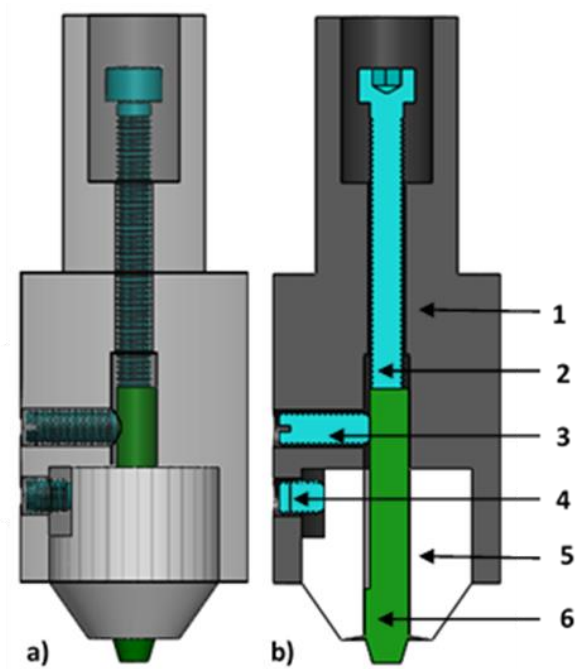


Figura 3.13 - Ferramenta V2.

a) Vista tridimensional com o corpo da ferramenta semitransparente; b) Vista em corte longitudinal

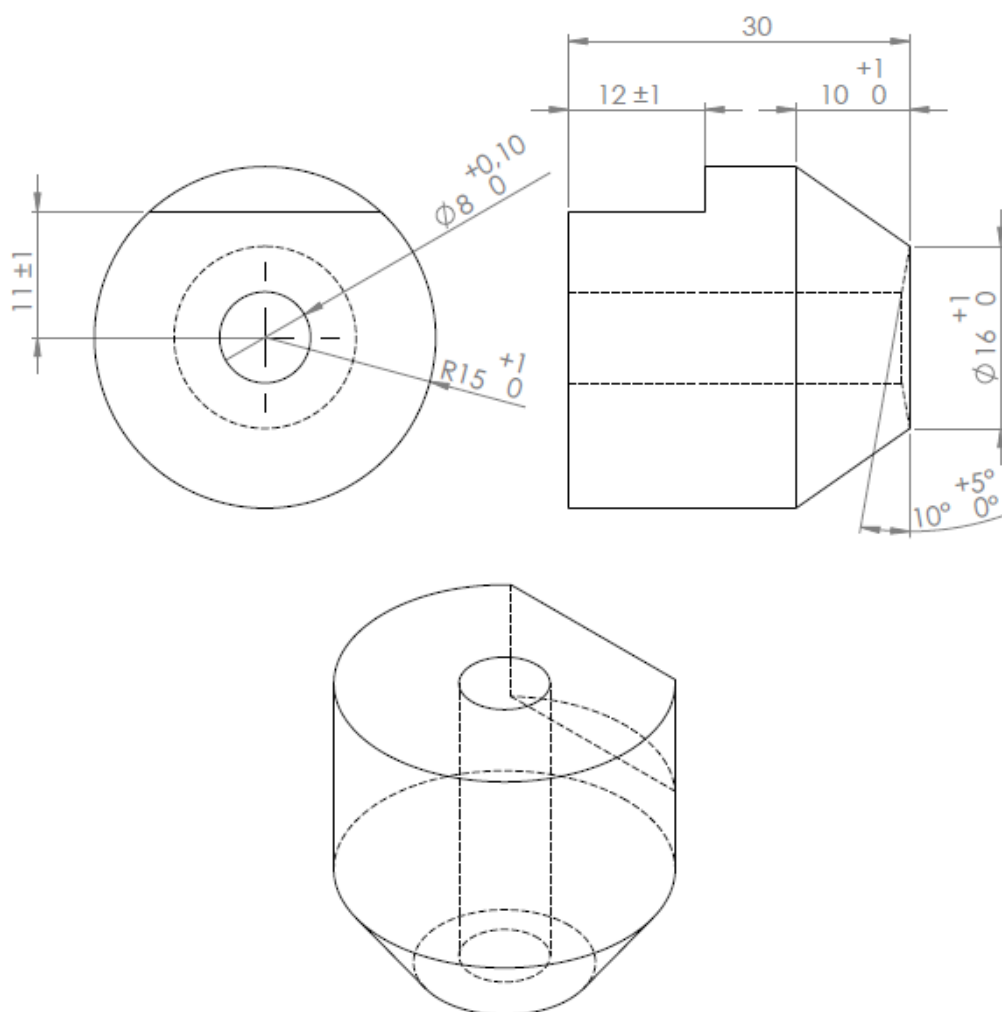


Figura 3.14 - Desenho 2D da base de Al_2O_3 .

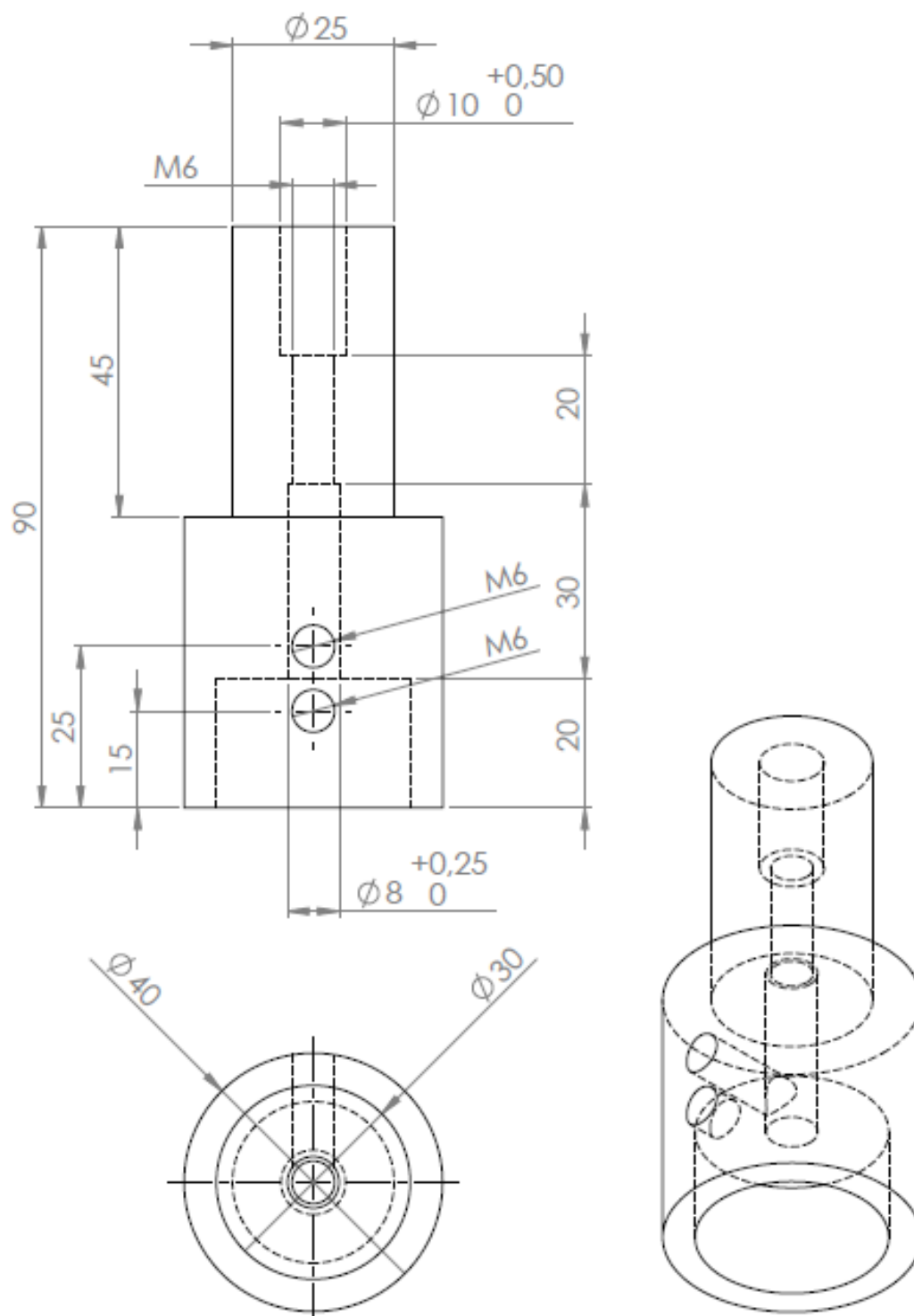


Figura 3.15 - Desenho 2D do corpo da ferramenta em AA 7075-T651

Foram produzidos dois tipos de pino em aço ferramenta H13 temperados endurecidos por nitruração iónica, um cónico em castelo (Figura 3.16a) e outro cónico roscado com estrias helicoidais (Figura 3.16b). Ambos para utilizar nas duas ferramentas. O perfil cónico estriado na base inferior, tem como objectivo aumentar o fluxo de material. Para limitar a translação e rotação do pino a parte lateral superior foi facejada para encostar um perno. Em ambas as ferramentas é possível ajustar a altura do pino com um parafuso.

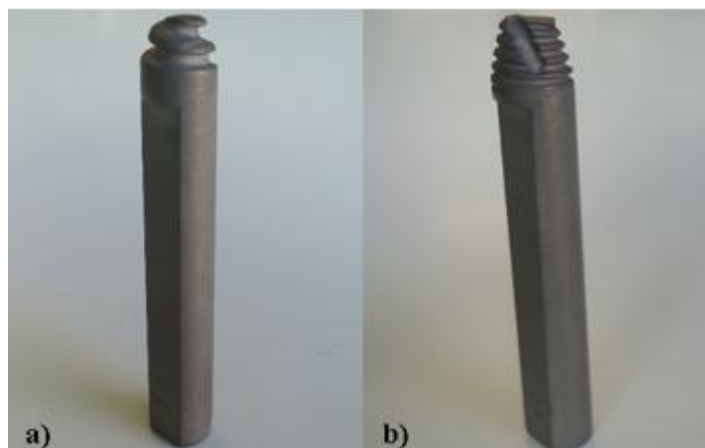


Figura 3.16 - Pinos em aço AISI-H13.
a) Pino cónico em castelo; b) Pino cónico roscado com estrias helicoidais.

Na Figura 3.17, apresenta-se o aspecto final das ferramentas.



Figura 3.17 - Aspecto final das ferramentas.
a) Ferramenta V1; b) Ferramenta V2.

3.6. Plano Experimental

Antes de proceder à soldadura as chapas foram lixadas e limpas com álcool para a remoção de óxidos e sujidade da superfície. As chapas de titânio foram limpas quimicamente com uma solução de HF (10%) + HNO₃ (45%) + H₂O (45%).

Com o objectivo de estudar a ligação dissimilar destas ligas definiu-se o plano de ensaios apresentado nas Tabelas 3.5 e 3.6.

Inicialmente foram realizados ensaios preliminares, para verificar o comportamento das ferramentas, onde se usaram as ligas AA 1100 e Ti grau 3, com, 50x200x6.4 mm³ e 50x200x4 mm³ respectivamente.

Para os ensaios com as ligas AA 6082-T6 e Ti6Al4V a configuração de juntas adoptada foi a seguinte:

- Sobrepostas: Liga de alumínio sobreposta à liga de titânio, uma vez que a liga de alumínio é melhor condutor térmico favorecendo a difusão, e sendo mais dúctil que o titânio o desgaste na ferramenta é menor;
- Topo a topo: Liga de titânio no lado em avanço, para se produzir juntas com boa qualidade [39], com o pino do lado da liga de alumínio, tangente à interface com o titânio, T = 0, tal como ilustrado na Figura 3.18.

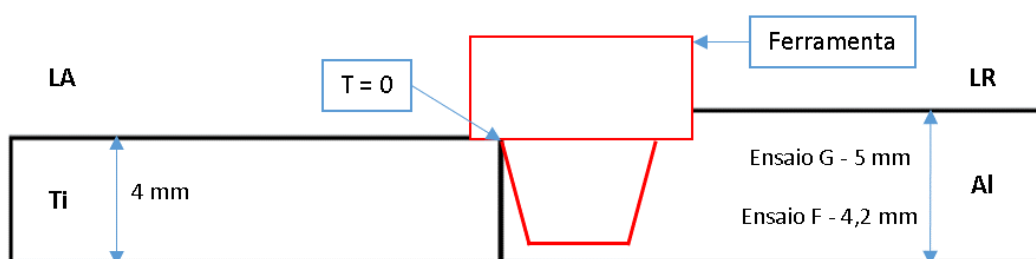


Figura 3.18 - Configuração de juntas sobrepostas

Tabela 3.5 - Plano de ensaios

Ensaio	Dimensões [mm ³]		Ferramenta	Tipo de Pino	Configuração
	AA 6082-T6	Ti6Al4V			
B					
C	50x140x3	50x140x4	V2	Cônico roscado com estrias helicoidais	Sobreposta
D					
E					
F	100x200x4.3	50x280x4	V1	Cônico em castelo	Topo-a-topo
G	100x200x5				

Tabela 3.6 - Parâmetros dos ensaios

Ensaio	Velocidade de rotação, Ω [rev/min]	Velocidade de avanço, v [mm/min]	Razão Ω/v	Altura do pino, h [mm]	Ângulo de ataque, α [°]
B	900		10	2.8	
C	900	90	10	3	2
	1120		12.44		
D	900		10	1.6	
E	1120		12.44	2.8	
F				3.8	
	900	112	8.04		
G				3.8	

3.7. Técnicas de caracterização

Após a realização das soldaduras foram recolhidas amostras para a realização das técnicas de caracterização, as amostras foram cortadas transversalmente ao cordão de soldadura. Para se saber o lado da amostra que se queria observar, foi definido que, o lado em avanço ficava à direita na secção que se pretendia observar.

As amostras das soldaduras topo-a-topo foram montadas em resina e posteriormente polidas mecanicamente, com lixas de granulometria decrescente e lubrificadas com água corrente. De seguida, as amostras foram polidas, numa polidora *Buehler Phoenix Alpha*, com partículas de alumina de 1 μm em suspensão em água destilada. Depois do polimento, as amostras foram contrastadas com o reagente Keller com a seguinte composição: 190 ml H_2O , 5 ml HNO_3 (65%), 3 ml HCL (32%) e 2 ml HF (40%), este é um reagente de contrastação para o alumínio.

A caracterização estrutural da ligação foi feita em microscopia óptica, electrónica de varrimento e por microdurezas Vickers.

A microscopia óptica foi realizada num microscópio óptico da Olympus, modelo CX40RF200 com uma fonte de iluminação Olympus TH3. O microscópio electrónico de varrimento utilizado era um modelo DSM 962 da ZEISS Germany, para esta análise, foi necessário um revestimento a ouro das superfícies, utilizando uma *Sputter Coater* da Agar, na

qual as amostras estiveram expostas durante 25 segundos, com uma corrente de 30mA e uma pressão de vácuo de 0.1mb.

Os ensaios de dureza Vickers foram realizados no microdurómetro HM-112 da Mitotoyo. As micro indentações foram realizadas com uma carga de 50 mN, espaçadas entre $250\text{ }\mu\text{m} < \delta < 1000\text{ }\mu\text{m}.$

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Introdução

Neste capítulo apresentam-se e discutem-se os resultados dos ensaios realizados, nomeadamente de soldadura e análise estrutural.

No Anexo 2 são apresentadas as macrografias dos provetes recolhidos de cada ensaio, e no Anexo 4 são apresentados os resultados dos ensaios de dureza Vickers, que não foram expostos neste capítulo.

4.2. Ensaio preliminar

Numa primeira fase realizou-se um ensaio preliminar para testar as ferramentas, o sistema de fixação e a montagem experimental, de modo a otimizar os parâmetros de soldadura.

Verificou-se que as ferramentas tinham um bom comportamento em termos de condução de corrente eléctrica para a peça, contudo, o seu tempo de vida era muito reduzido. Efectivamente, a ferramenta de alumina deu origem a dois problemas distintos. Por um lado, o aquecimento do pino observado durante o processo conduziu a uma dilatação que era superior à folga entre este e a base em alumina da ferramenta, originando a fissuração e fractura da mesma, devido à sua baixa tenacidade. No dimensionamento desta ferramenta tentou-se garantir que a folga fosse muito pequena para que não houvesse excentricidade do pino e isso impediu a sua dilatação, com consequente rotura da base da ferramenta em alumina. Para evitar aumentar a folga entre a base e o pino, optou-se por deixar arrefecer completamente a ferramenta entre ensaios. Outro problema surgiu após a realização da soldadura ao desmontar o pino da ferramenta. Este tinha uma quantidade de alumínio considerável o que exigiu uma força para remover o pino e levou à fractura da base em alumina.

Apesar de se terem conseguido realizar cordões de soldadura regulares e sem rebarba, os cordões em que a ferramenta se apresentava danificada, revelaram sempre um aspecto superficial mais rugoso e irregular devido à rápida deteriorização da ferramenta V2. Contudo, do ponto de vista micrográfico, as soldaduras não evidenciavam defeitos devidos à ferramenta.

Relativamente à ferramenta V1, e uma vez que a espessura de revestimento era superior à típica conseguida por plasma spraying em atmosfera oxidante, este revestimento revelou baixa aderência, destacando-se facilmente da base durante a desmontagem da ferramenta ou entre cordões de soldadura. Tal como a ferramenta de alumina, verificou-se que a estrutura interna não era significativamente afectada pelo estado da base da ferramenta.

Na Figura 4.1 ilustra-se o aspecto do cordão obtido no ensaio preliminar, onde se fez passar uma intensidade de corrente de aproximadamente 280 A. Analisando a superfície do cordão do primeiro, verifica-se que durante e após a passagem da CE, se formou mais rebarba devido ao amaciamento do alumínio. No segundo cordão, durante a soldadura, a base da ferramenta fracturou.



Figura 4.1 - Aspecto macrográfico dos cordões do ensaio A.

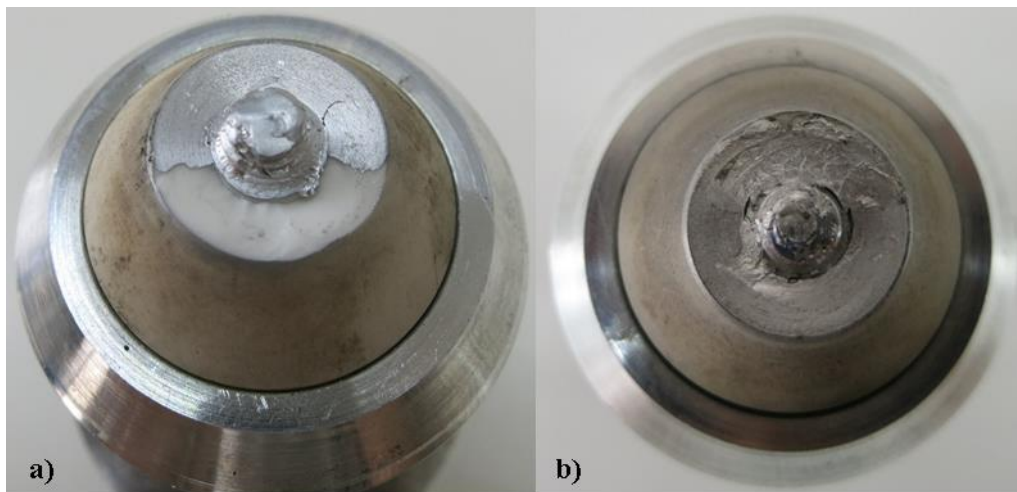


Figura 4.2 - Estado da ferramenta V2, no ensaio C.

4.3. Juntas sobrepostas

Em condições processuais adequadas foi possível obter ligação entre a liga de alumínio AA 6082-T6 e a liga de titânio Ti6Al4V, com os seguintes parâmetros operatórios:

- Ensaio B: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 90$ mm/min e $h = 2.8$ mm;
- Ensaio C:
 - 1º Cordão: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 90$ mm/min e $h = 3$ mm;
 - 2º Cordão: $\Omega = 1120$ rev/min, $v = 90$ mm/min e $h = 3$ mm;
- Ensaio E: $\Omega = 1120$ rev/min, $v = 90$ mm/min e $h = 2.8$ mm.

No ensaio B (Figura 4.3) fez-se passar uma intensidade de corrente de aproximadamente 280 e 290 A, no primeiro e segundo cordão respectivamente, obtendo-se cordões de soldadura regulares e com um bom aspecto superficial.

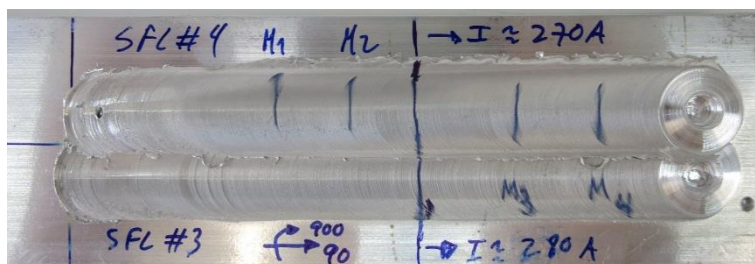


Figura 4.3 - Aspecto macrográfico dos cordões do ensaio B.
Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 90$ mm/min e $h = 2.8$ mm.

No ensaio C (Figura 4.4) fez-se passar uma intensidade de corrente de aproximadamente 275 e 290 A, no primeiro e segundo cordão respectivamente. Estes cordões tinham uma superfície mais rugosa, com algumas irregularidades com a rebarba formada, que se verificou serem devidas ao facto da ferramenta ter ficado danificada durante a soldadura.

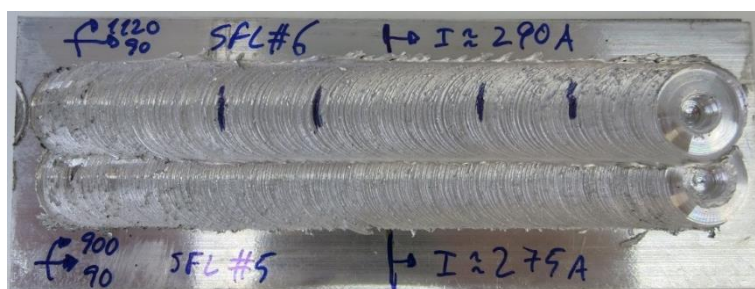


Figura 4.4 - Aspecto macrográfico dos cordões do ensaio C.
Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min (1º Cordão) e 1120 rev/min (2º Cordão), $v = 90$ mm/min e $h = 3$ mm.

No ensaio E (Figura 4.5) utilizou-se a ferramenta V1 e durante a realização do primeiro cordão fez-se passar uma intensidade de corrente de aproximadamente 275 A, tendo-se obtido um cordão de soldadura regular, com bom aspecto superficial. Adicionalmente, observou-se ainda uma maior formação de rebarba, aquando da passagem de CE, devido ao amaciamento do alumínio. No segundo cordão não se fez passar corrente eléctrica, devido a problemas na fonte de alimentação. Este apresentava uma superfície irregular com rebarba, devido ao desgaste na ferramenta.



Figura 4.5 - Aspecto macrográfico dos cordões do ensaio E.
Parâmetros: $\Omega = 1120$ rev/min, $v = 90$ mm/min e $h = 2.8$ mm.

Através da análise microestrutural das amostras retiradas dos ensaios, foi possível caracterizar as ligações.

Na Figura 4.6b (Ensaio B) é possível observar a presença e a evolução dos precipitados no *nugget*, na ZTMA e na ZTA. Na zona do *nugget* os precipitados são de pequenas dimensões e homogeneamente distribuídos. Na ZTMA os precipitados apresentam uma forma mais alongada, que corresponde ao movimento do fluxo de material durante o processo numa zona que não sofreu recristalização total. Na ZTA observa-se uma coalescência dos precipitados, sendo estes de maiores dimensões e com uma distribuição mais aleatória que nas restantes zonas.

Por sua vez, na Figura 4.6c é possível identificar a existência de continuidade metálica na interface entre o alumínio e o titânio, de aparência ondulada, havendo difusão de muito curta distância do alumínio para o titânio, não aparentando ter havido formação de fases intermetálicas.

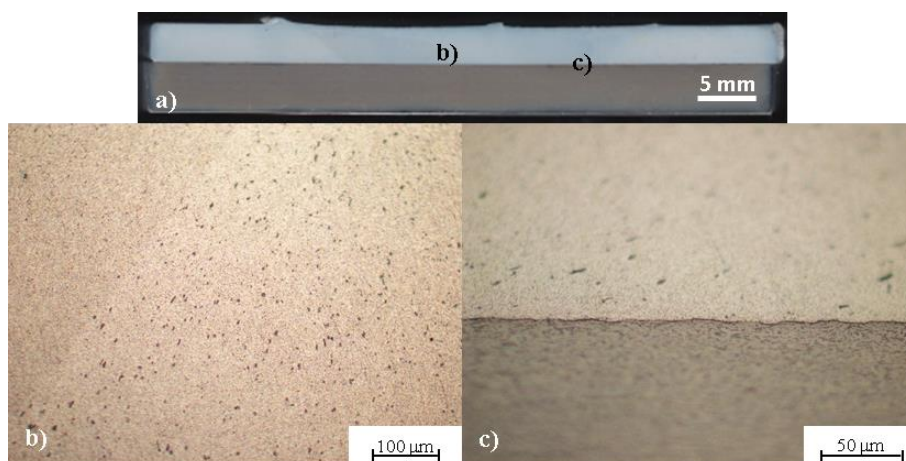


Figura 4.6 - a) Aspecto macrográfico da amostra B2.

b) Micrografia da interface entre a ZN, a ZTMA e ZTA;

c) Micrografia da interface da junta.

Parâmetros: $\Omega = 900 \text{ rev/min}$, $v = 90 \text{ mm/min}$, $h = 2.8 \text{ mm}$ e com CE.

Tanto na zona sem CE como na zona com CE é possível observar a existência de continuidade metálica na ligação. Na zona com CE verifica-se um aumento da espessura da camada de transição entre o alumínio e o titânio, como se observa na Figura 4.7c, na medida em que a CE favorece o fluxo viscoplástico do material à volta do pino e a difusão uma vez que a temperatura aumenta nesta região.

Na Figura 4.7b observa-se defeitos de soldadura, que se assemelham a inclusões, fases intermetálicas ou falta de ligação.

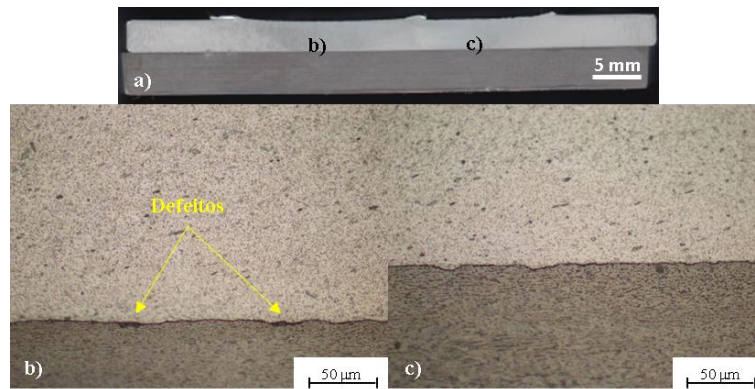


Figura 4.7 - a) Aspecto macrográfico da amostra B4;
b) Defeitos na interface da junta; c) Micrografia da interface da junta.
Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 90$ mm/min, $h = 2.8$ mm e com CE.

Na Figura 4.8b-e, ensaio C, verifica-se que a interface se encontra isenta de defeitos, e que existe continuidade metálica na interface da junta em ambos os cordões. Na Figura 4.8c a interface apresenta uma ondulação superior à observada na Figura 4.8b, devido ao movimento do pino na liga de titânio. Contudo, na Figura 4.8d observa-se a existência de partículas de titânio no alumínio, que foram removidas da interface pela acção do pino.

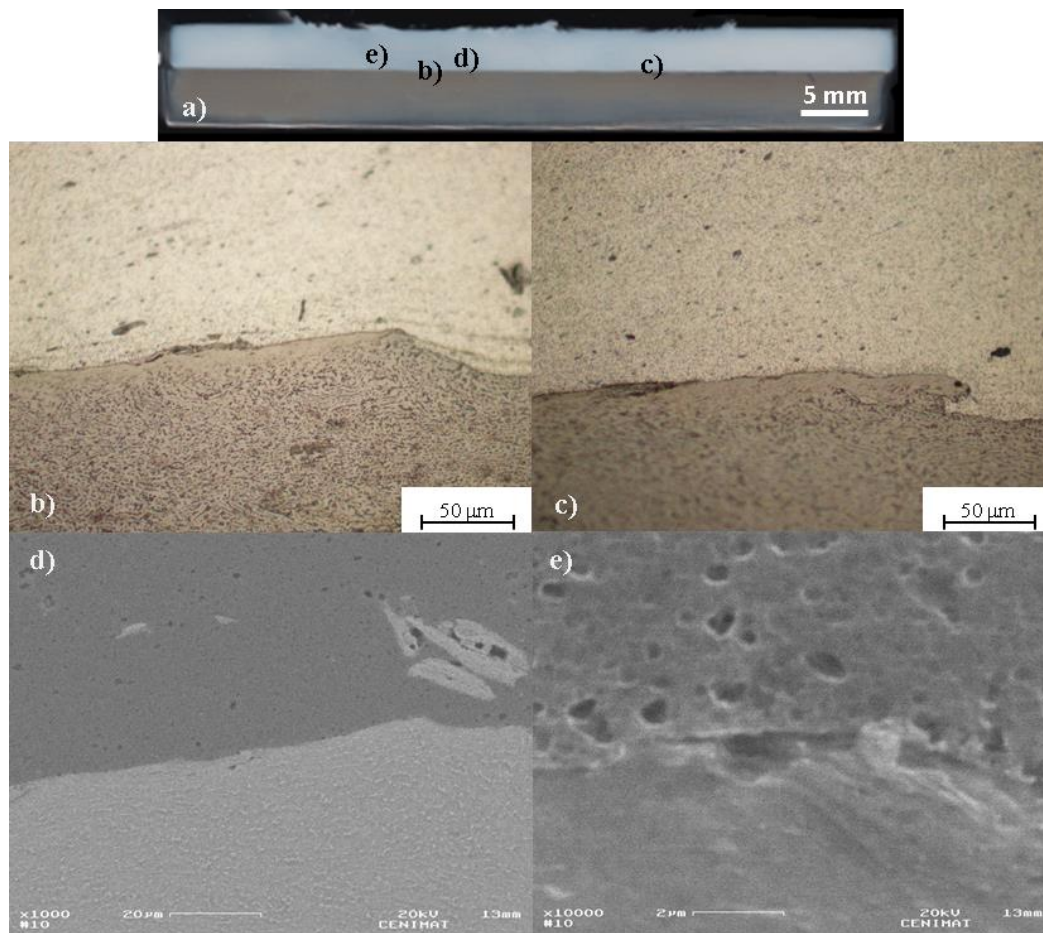


Figura 4.8 - a) Aspecto macrográfico da amostra C2; b) Micrografia da interface da junta;
c) Micrografia da interface da junta, no lado em retrocesso; d) SE na extremidade do *nugget* do lado em retrocesso; e) SE na extremidade do *nugget* do lado em avanço.
Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min (1º Cordão), 1120 rev/min (2º Cordão), $v = 90$ mm/min, $h = 3$ mm e sem CE.

Em relação ao primeiro cordão da amostra C4 (Figura 4.9b), é possível verificar a existência de continuidade na ligação da interface, livre de defeitos. No segundo cordão a quantidade de titânio arrastado pelo fluxo de material para o alumínio aumentou em relação à amostra C2 (Figura 4.9c). Nesta ligação observou-se defeitos nesta região com falta de continuidade metálica. Contudo, na Figura 4.9d identificou-se a existência de vazios e porosidades. Na Figura 4.9e verifica-se que existe continuidade metálica na ligação.

Comparando o primeiro e o segundo cordão ($\Omega/v = 10$ e $\Omega/v = 12.44$, respectivamente), conclui-se que, com os parâmetros utilizados no primeiro cordão, é possível obter uma melhor ligação do que com os parâmetros do segundo cordão, visto que neste, o calor gerado levou a que o pino tocasse na superfície do titânio, favorecendo a ocorrência de defeitos.

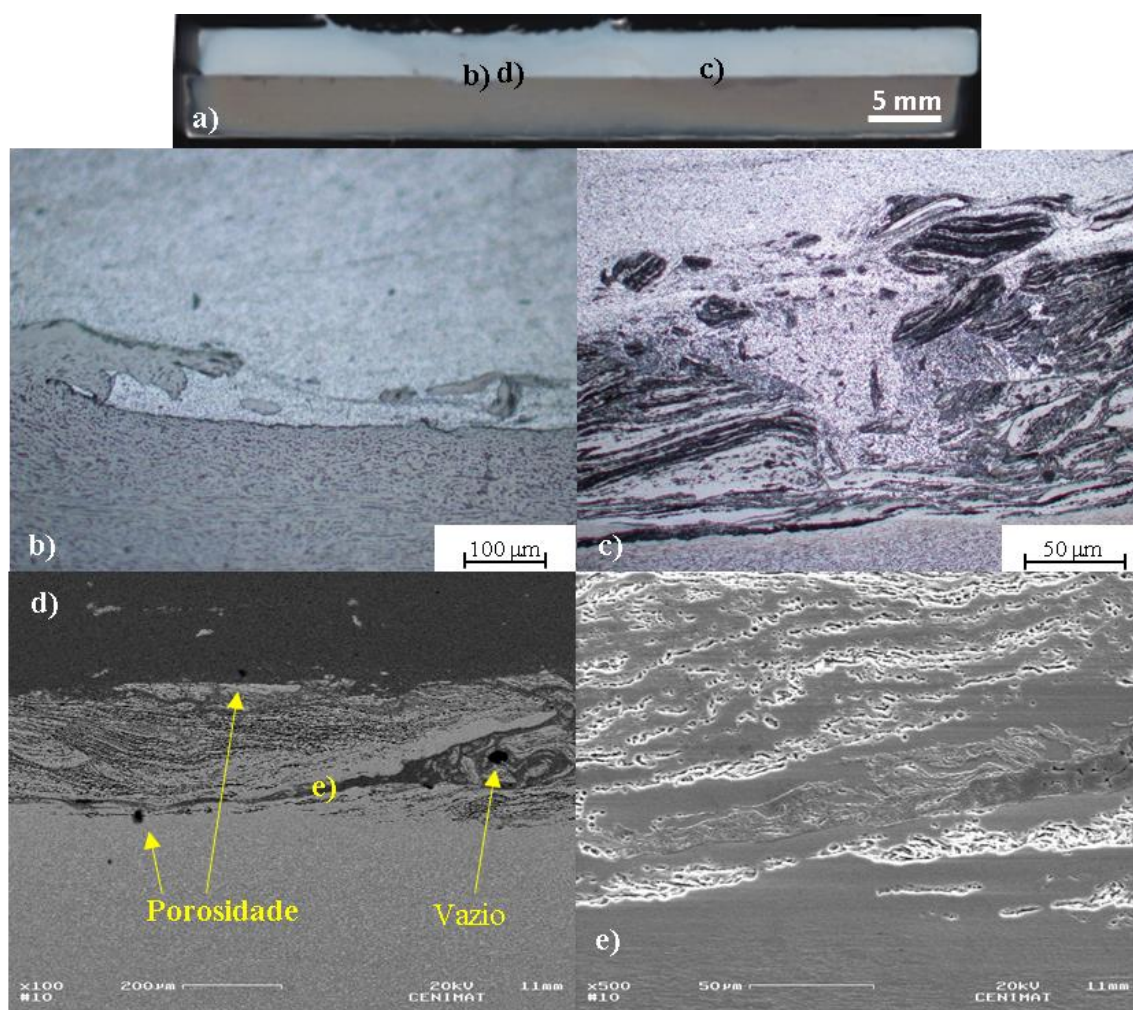


Figura 4.9 - a) Aspecto macrográfico da amostra C4; b) Micrografia da interface da junta; c) Micrografia da interface da junta; d) SE zona do *nugget*; e) BS zona do *nugget*. Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min (1º Cordão), 1120 rev/min (2º Cordão), $v = 90$ mm/min, $h = 3$ mm e com CE.

Nesta amostra (Figura 4.9c) observou-se uma grande mistura de material. Para inferir das estruturas existentes mediu-se a dureza em diferentes pontos (Figura 4.10) Na interface da ligação na zona do titânio os valores de dureza estão dentro dos valores do material base, enquanto

na zona do alumínio os valores de dureza são semelhantes à zona do *nugget*, o que sugere que ocorreu um refinamento do grão nesta zona. Na zona da interface observa-se que existe uma grande mistura de material, que resulta numa grande variação de dureza, sugerindo a formação de outras fases nesta zona.

A identificação das fases só é possível por difração de raio X, microscopia electrónica de transmissão e qualitativamente por espectroscopia de raios X por dispersão em energia que não dispomos para este estudo.

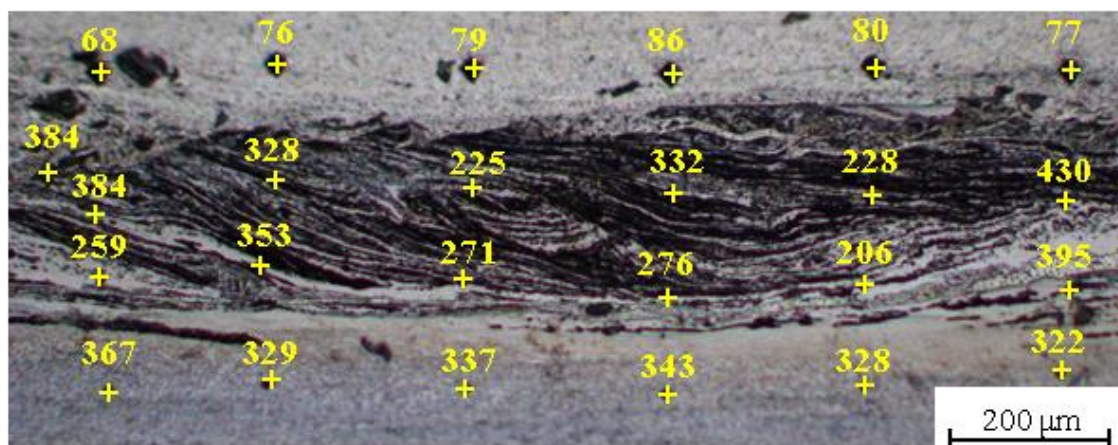


Figura 4.10 - Valores de durezas na interface da amostra C4. (Unidades em HV 0.05);
 MB-Ti = 329 ± 9 HV 0.05; MB-Al = 90 ± 2 HV 0.05.

No ensaio E, no primeiro cordão da amostra E2 (Figura 4.11b-c) observa-se que a interface da junta se encontra ligada, livre de defeitos e de inclusões de titânio. Na Figura 4.11d observa-se uma linha escura na interface, dando a ideia de que pode não existir ligação na interface. Contudo, com uma maior ampliação (Figura 4.11e) conclui-se que existe continuidade metálica na interface da ligação, através de uma difusão de muito curta distância da liga de alumínio para a liga de titânio.

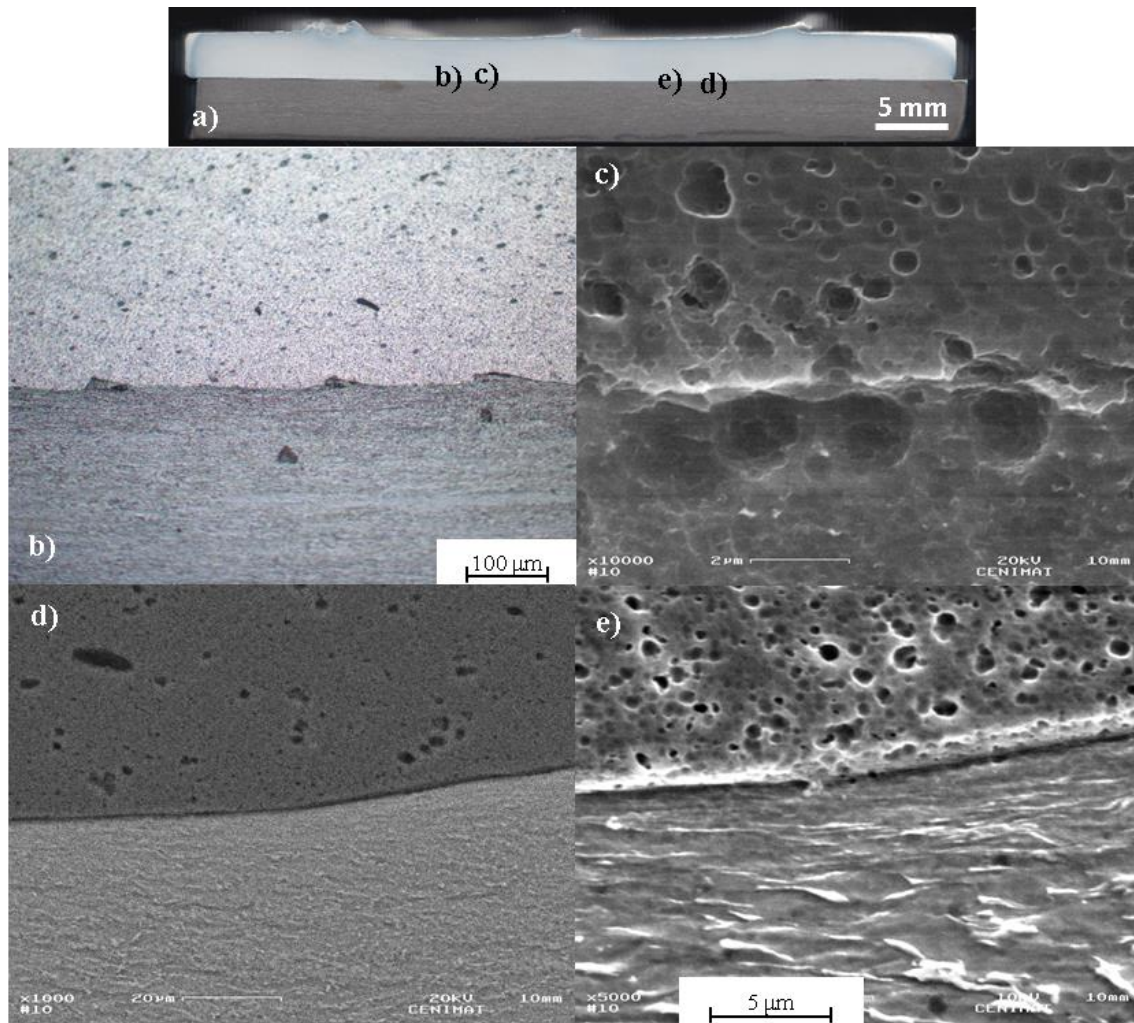


Figura 4.11 - a) Aspecto macrográfico da amostra E2; b) Micrografia da interface da junta; c) SE interface da junta; d) BE interface da junta; e) SE interface da junta.
Parâmetros: $\Omega = 1120$ rev/min, $v = 90$ mm/min, $h = 2.8$ mm e sem CE.

No primeiro cordão, da amostra E4 (Figura 4.12f) verifica-se a existência de continuidade metálica na ligação. No segundo cordão (Figura 4.12b-c) observa-se que existiu mistura de material entre as duas ligas, existindo continuidade metálica na ligação (Figura 4.12e), contudo na Figura 4.12c encontram-se fissuras na zona da interface. Na Figura 4.12d nota-se partículas de titânio na zona da liga de alumínio, devido à acção do pino nesta zona.

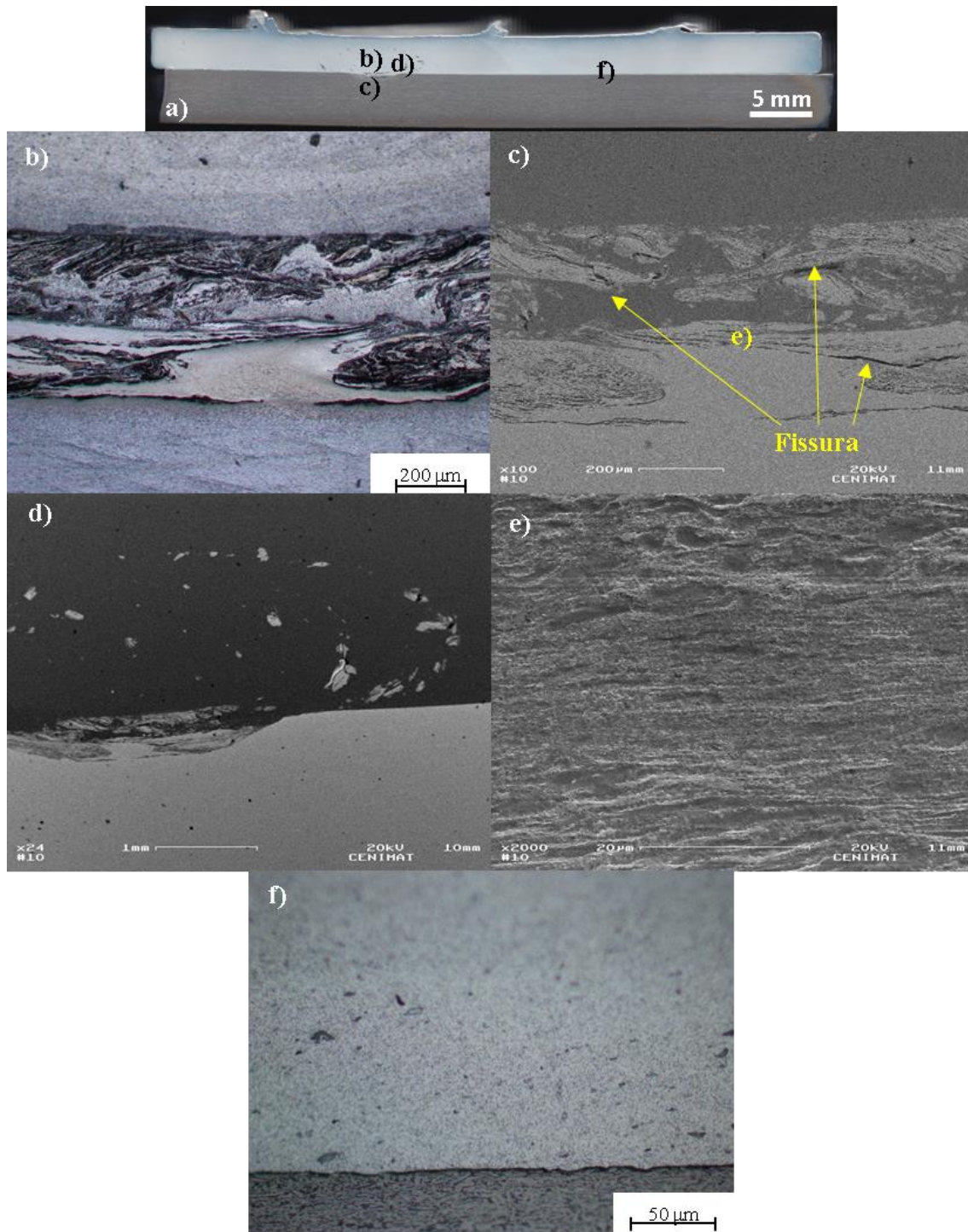


Figura 4.12 - a) Aspecto macrográfico da amostra E4; b) Micrografia da interface da junta;
 c) SE na zona da interface da junta; d) BE na zona do *nugget*;
 e) SE na zona do *nugget*; f) Micrografia da interface da junta.
 Parâmetros: $\Omega = 1120$ rev/min, $v = 90$ mm/min, $h = 2.8$ mm e com CE.

Comparando os resultados da amostra E2 e E4, verifica-se que a introdução da corrente eléctrica favorece o fluxo viscoplástico da liga de titânio, pelo aumento de calor gerado e favorece a difusão da liga de alumínio para a liga de titânio, estabelecendo uma continuidade metálica entre os dois materiais.

A micrografia da Figura 4.12b sugere a formação de diferentes estruturas na interface, tal como anteriormente mediu-se os valores de dureza (Figura 4.13), para compreender que estruturas se podiam ter formado. Na zona da interface observa-se que existe uma grande mistura de material, tal como na Figura 4.10, que resulta numa grande variação de dureza, sugerindo a formação de outras fases nesta zona, que não foi possível de identificar por falta de técnicas de caracterização adequadas.

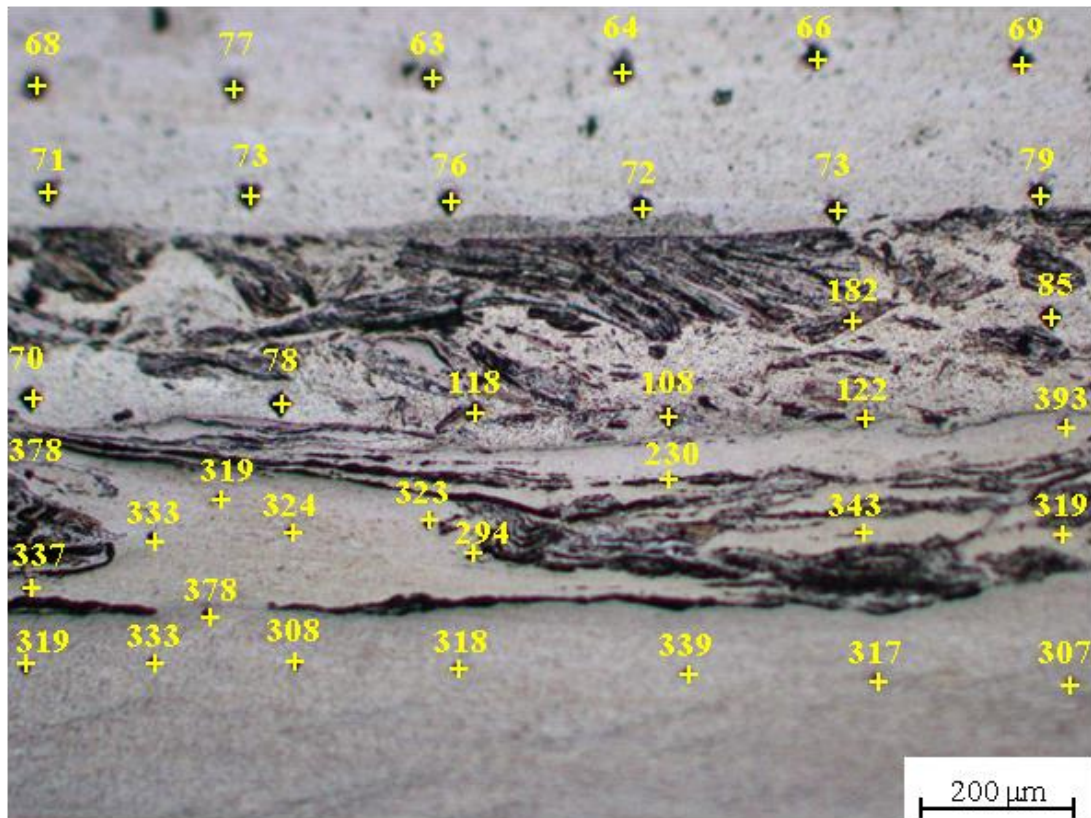


Figura 4.13 - Valores de durezas na interface da amostra E4. (Unidades em HV 0.05);
 MB-Ti = 324 ± 9 HV 0.05; MB-Al = 90 ± 2 HV 0.05.

Para compreender o efeito da corrente eléctrica nas características metalúrgicas da junta, recorreu-se aos ensaios de dureza Vickers. Na Figura 4.14 apresenta-se a localização das indentações realizadas nas amostras C1 e C3, amostras da configuração de juntas sobrepostas.

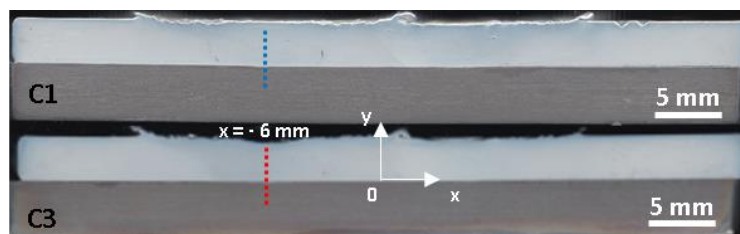


Figura 4.14 - Esquema das indentações das amostras C1 e C3, 2º Cordão.

Verifica-se que na interface do lado do titânio os valores de dureza se desviam dos do material base, como se pode ver na Figura 4.15a e como apresentado por Yu-hua, Chen *et. al.*[4].

Na Figura 4.15b verifica-se que a zona com corrente (Amostra C3) apresenta maiores valores de dureza do que a zona sem corrente (Amostra C1). Isto pode ser devido a uma maior percentagem de recristalização do alumínio nesta zona, dado que a temperatura do processo é mais elevada.

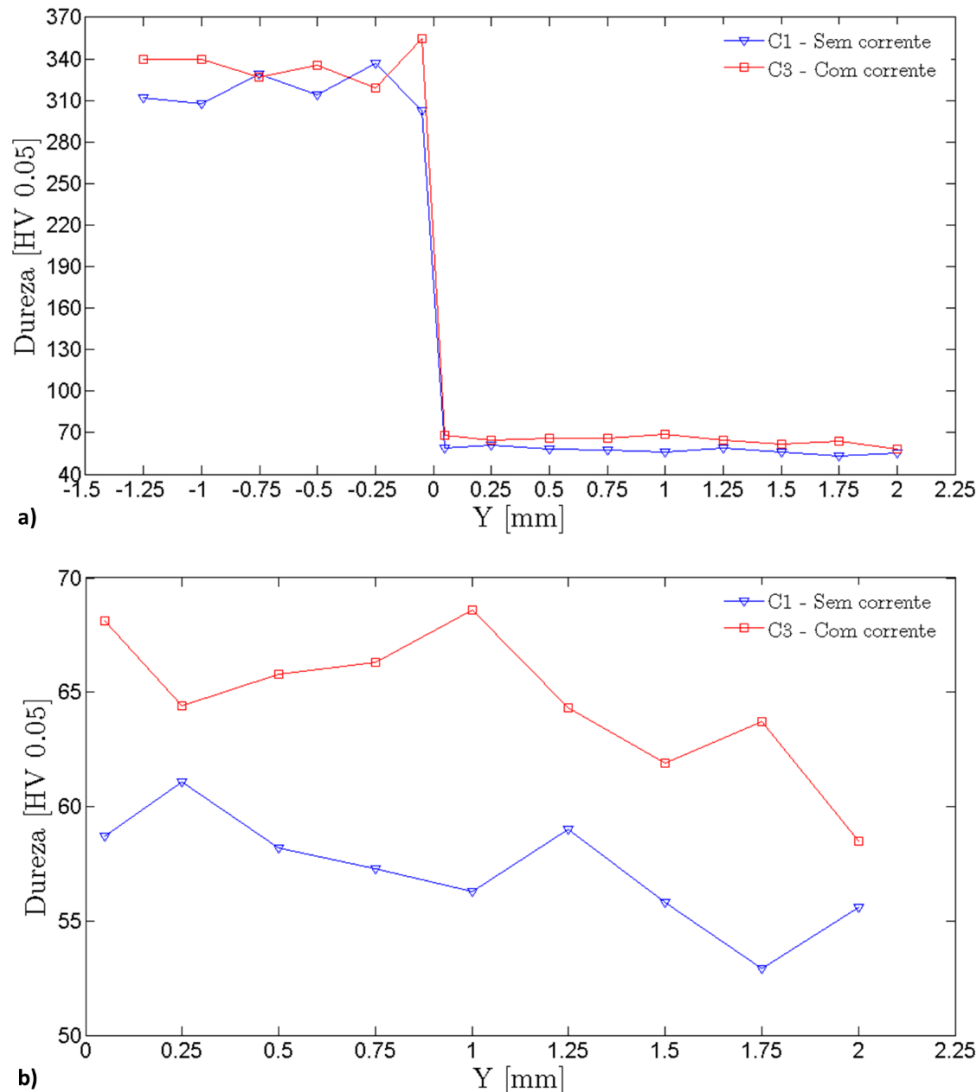


Figura 4.15 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra C1 e C3, $x = -6$ mm.
a) Totalidade do perfil, b) Ampliação do perfil na zona do alumínio.

Para identificar os efeitos do processo nas diferentes zonas do cordão, foram realizados linhas de micro indentações, como ilustrado na Figura 4.16a, onde se apresenta a localização das indentações realizadas no segundo cordão da amostra C1.

Da análise da Figura 4.16b verifica-se, como anteriormente, que na interface do lado do titânio os valores de dureza se desviam dos do material base. No lado do alumínio observa-se que os valores de dureza no lado em avanço (Linha a azul) são mais baixos que os que os valores na zona do nugget (Linha a vermelho) e no lado em retrocesso (Linha a preto), sendo que o lado em retrocesso é a zona que maiores valores de dureza apresenta, que são superiores aos do material base.

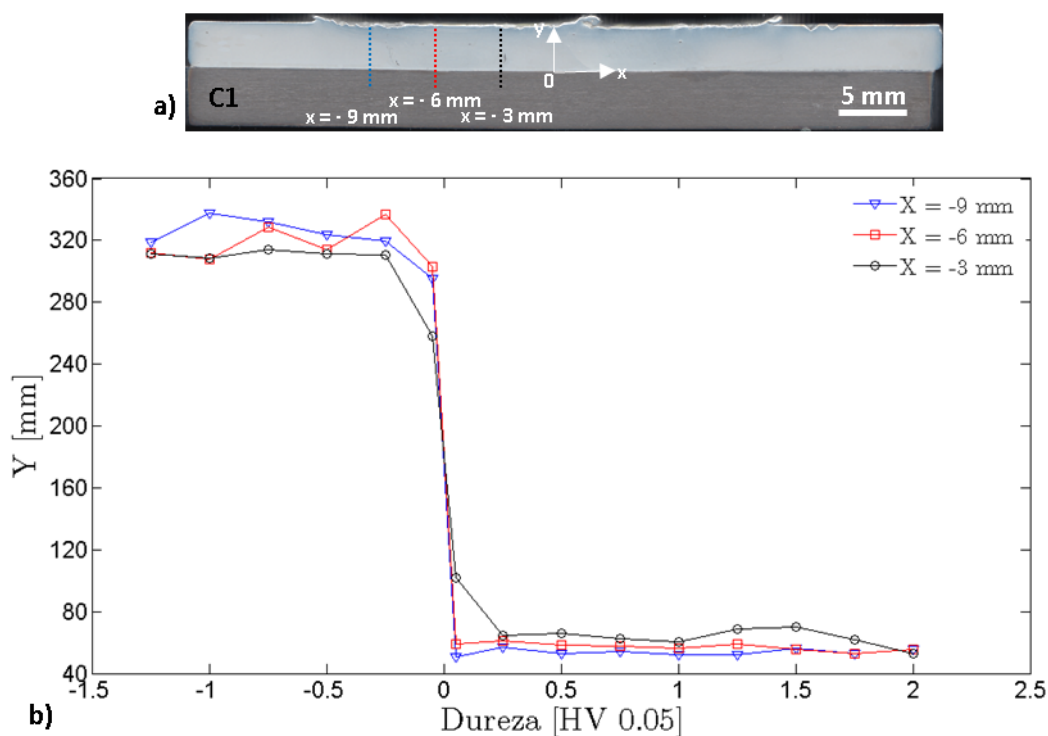


Figura 4.16 - Resultado do ensaio de dureza na amostra C1, 2º cordão. a) Localização das indentações; b) Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra C1, 2º cordão.

Os valores de dureza medidos nas amostras retiradas dos ensaios de juntas sobrepostas, revelaram que as chapas de alumínio envelhecidas artificialmente recozeram. Como o titânio têm baixa condutividade térmica, todo o calor gerado pelo processo foi dissipado pela chapa de alumínio.

O ensaio D (Figura 4.17a) foi realizado com uma razão de velocidades de 10 e a altura do pino h de 1,6 mm. Os cordões apresentavam uma superfície irregular e as chapas não tinham ligação. Esta falta de ligação é justificada pela altura do pino de 1,6 mm, que se revelou demasiado pequena em relação à espessura da chapa de alumínio (3 mm). Uma vez que no ensaio B, com um rácio de velocidades igual e uma altura do pino superior, já foi possível obter ligação na junta.

No primeiro cordão fez-se passar uma intensidade de corrente de aproximadamente 290 A, tendo o cordão sido realizado com três troços. Realizou-se ainda a aquisição de temperaturas, nos pontos indicados na Figura 4.17a. Da análise da Figura 4.17b, podemos verificar que a temperatura da soldadura aumenta com a passagem de CE, sendo que a temperatura máxima registada na zona com corrente era de 264.6°C (Termopar 3), mais 26°C que na zona inicial sem corrente (Termopar 1). Já na última zona (Termopar 4) registou-se uma temperatura máxima de 260°C , superior à temperatura da zona inicial sem corrente (Termopar 1). Por outro lado, o segundo cordão foi realizado em dois troços, e fez-se passar uma intensidade de corrente de aproximadamente 250 A. Um problema operativo obrigou a produzir um segundo cordão mais curto.

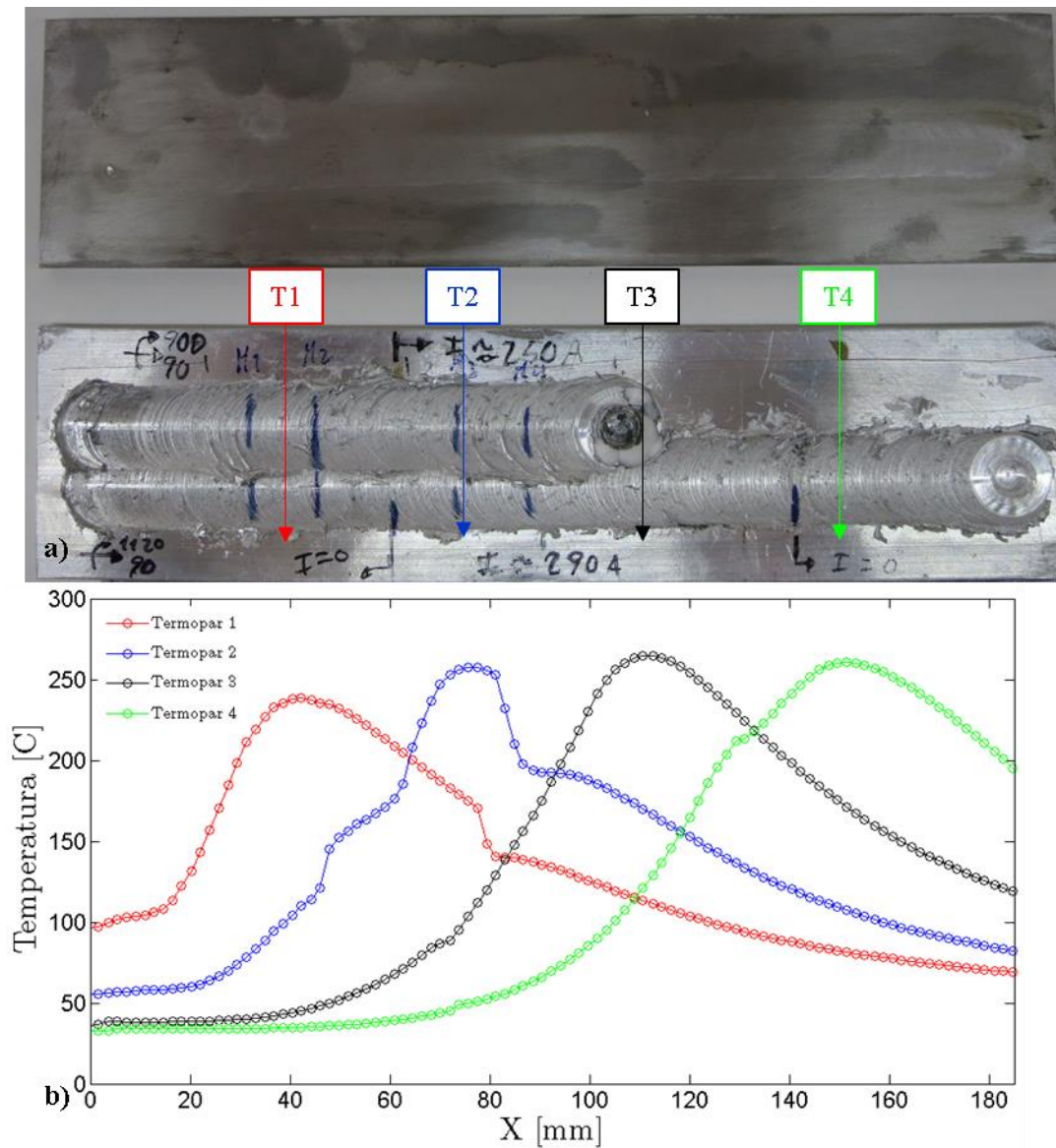


Figura 4.17 - Variação das temperaturas adquiridas em diversos pontos do 1º cordão;
a) Localização dos pontos de aquisição de temperatura;
b) Curvas $T(X)$, sendo X a posição da ferramenta no cordão.
Parâmetros: $\Omega = 900 \text{ rev/min}$, $v = 90 \text{ mm/min}$ e $h = 1.6 \text{ mm}$.

4.4. Juntas topo a topo

Nos ensaios de juntas topo a topo foram realizados dois ensaios, com os parâmetros: $\Omega = 900 \text{ rev/min}$, $v = 112 \text{ mm/min}$, $h = 3.8 \text{ mm}$ e $T = 0$. No ensaio F, fez-se passar uma intensidade de corrente de aproximadamente 180 A, e no ensaio G de aproximadamente 190 A.

No ensaio F (Figura 4.18) é possível visualizar falta de estabilidade do cordão e a superfície irregular do mesmo. As chapas apresentavam-se ligadas, contudo verificava-se falta de ligação na raiz do cordão. Já no ensaio G (Figura 4.19), o cordão apresentava um bom aspecto superficial e as chapas apresentavam-se ligadas.

Comparando estes dois ensaios, conclui-se que a espessura de 1 mm da chapa de alumínio em relação à chapa de titânio (Ensaio G) permite uma maior estabilidade no processo em relação à espessura de 0.2 mm (Ensaio F). Com esta configuração de junta escolhida é possível melhorar a estabilidade do cordão e prolongar o tempo de vida da ferramenta, já que todo o contacto da base da ferramenta é realizado com o alumínio.

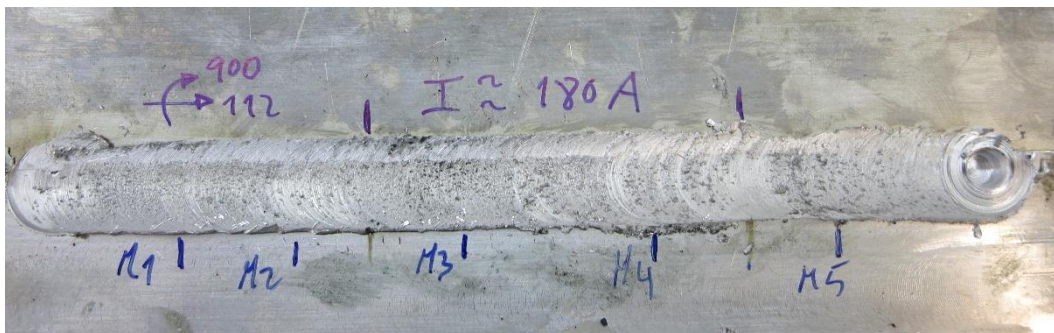


Figura 4.18 - Aspecto macrográfico dos cordões do ensaio F.
Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 112$ mm/min, $h = 3.8$ mm e $T = 0$.

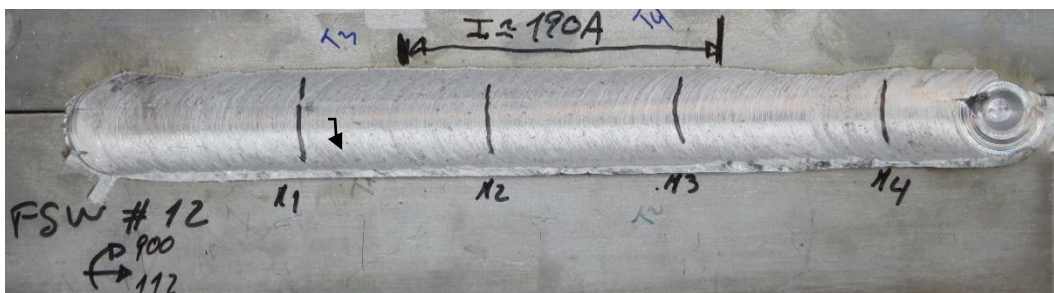


Figura 4.19 - Aspecto macrográfico dos cordões do ensaio G.
Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 112$ mm/min, $h = 3.8$ mm e $T = 0$.

Em condições processuais adequadas foi possível obter continuidade metálica entre a liga de alumínio AA 6082-T6 e a liga de titânio Ti6Al4V, tal como se pode observar na Figura 4.20b-e. As ligações não apresentavam defeitos, havendo interligação entre os dois materiais base (Figura 4.20e). Na zona do *nugget* verifica-se a recristalização dos grãos de alumínio, sendo estes finos e equiaxiais (Figura 4.20b). Na mesma zona é ainda possível identificar partículas de titânio (Figura 4.20f), no lado em retrocesso, que foram afastadas da interface pela acção do pino [22].

A utilização de corrente eléctrica aumentou a viscoplasticidade da liga de alumínio favorecendo a difusão para a liga de titânio, como se pode observar na Figura 4.21b.

Por outro lado, neste cordão verificou-se falta de ligação na raiz (Figura 4.21c) tipicamente devida a uma altura do pino insuficiente para a espessura dos materiais.

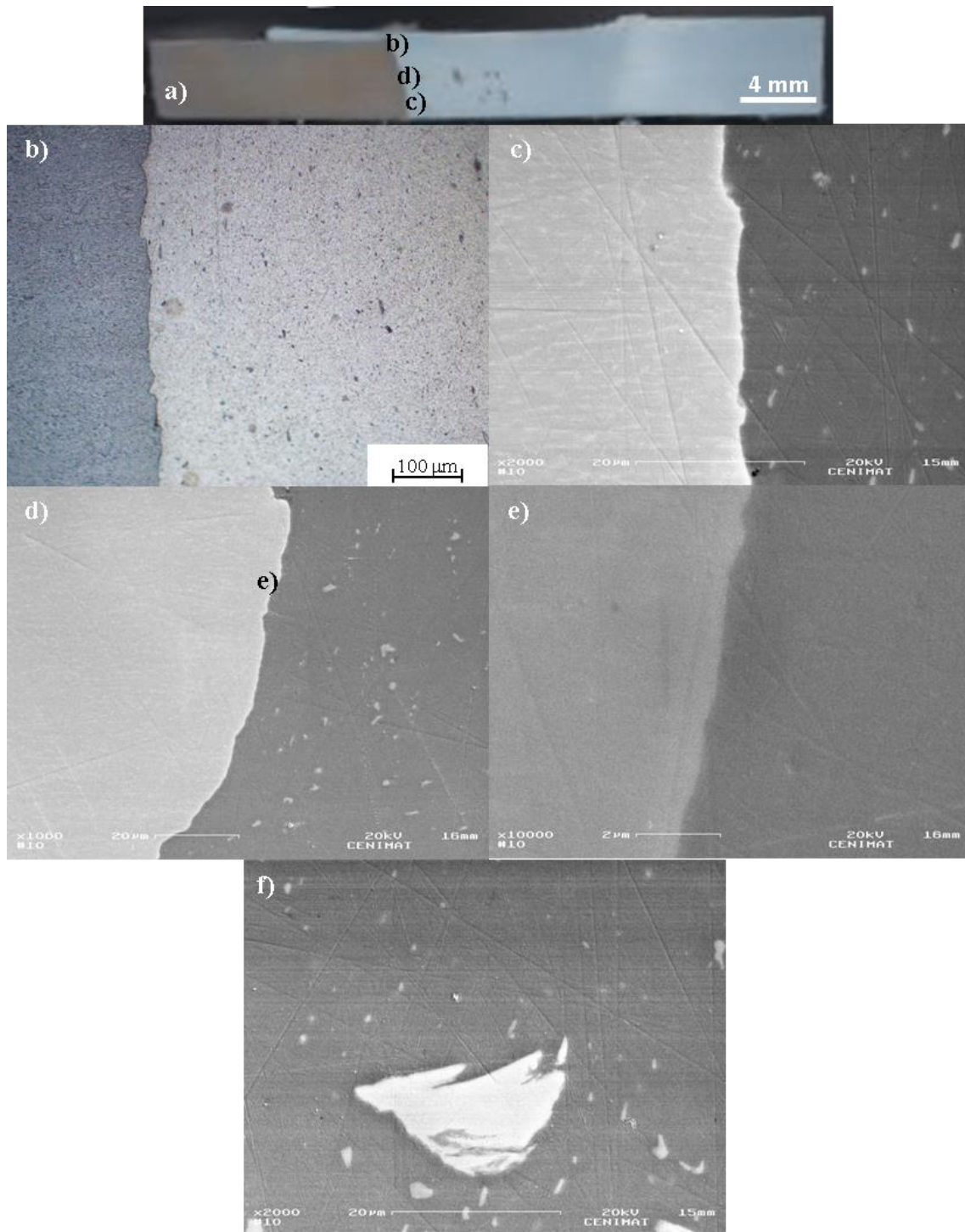


Figura 4.20 - a) Aspecto macrográfico da amostra G1; b) Micrografia da interface;
 c) SE da interface na raiz; d) SE da interface; e) SE ampliada da interface;
 f) SE de uma partícula de titânio, na ZN no lado em retrocesso;
 Parâmetros: $\Omega = 900 \text{ rev/min}$, $v = 112 \text{ mm/min}$, $h = 3.8\text{mm}$, $T = 0$ e sem CE.

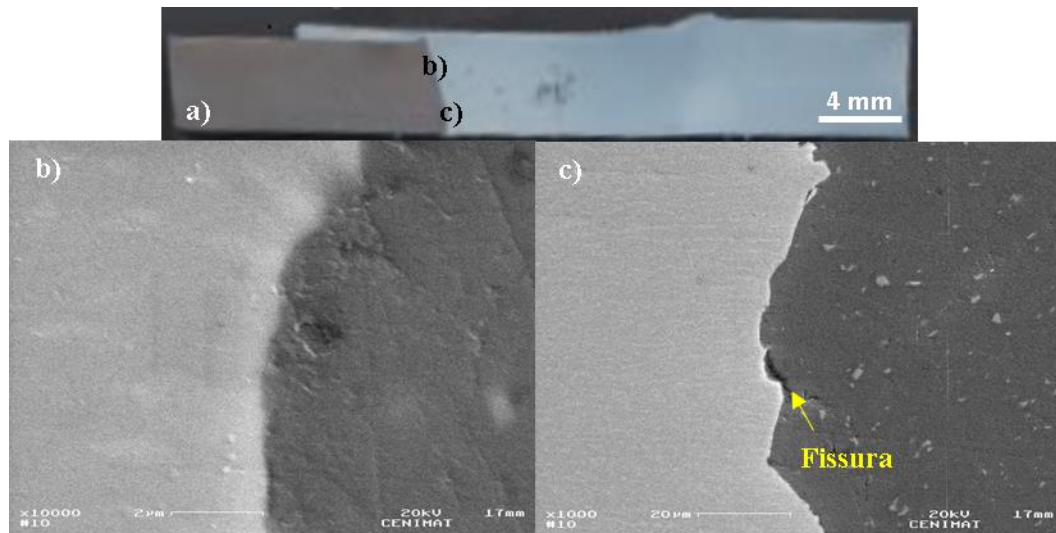


Figura 4.21 - a) Aspecto macrográfico da amostra G2;
 b) SE da interface da junta; c) SE da interface da junta na zona da raiz.
 Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 112$ mm/min, $h = 3.8$ mm, $T = 0$ e com CE.

Nas Figura 4.22 e 4.23 é visível o valor de durezas das partículas de titânio observadas na zona do *nugget*, no lado em retrocesso. Em ambas as amostras os valores de dureza no alumínio são inferiores aos do material base, mas estão de acordo com os valores da zona do *nugget*. Por sua vez, as medições realizadas nas inclusões apresentavam valores iguais ou superiores aos do material base, sugerindo a formação de outras fases nesta zona, que não foi possível de identificar por falta de análise metalográfica adequada.

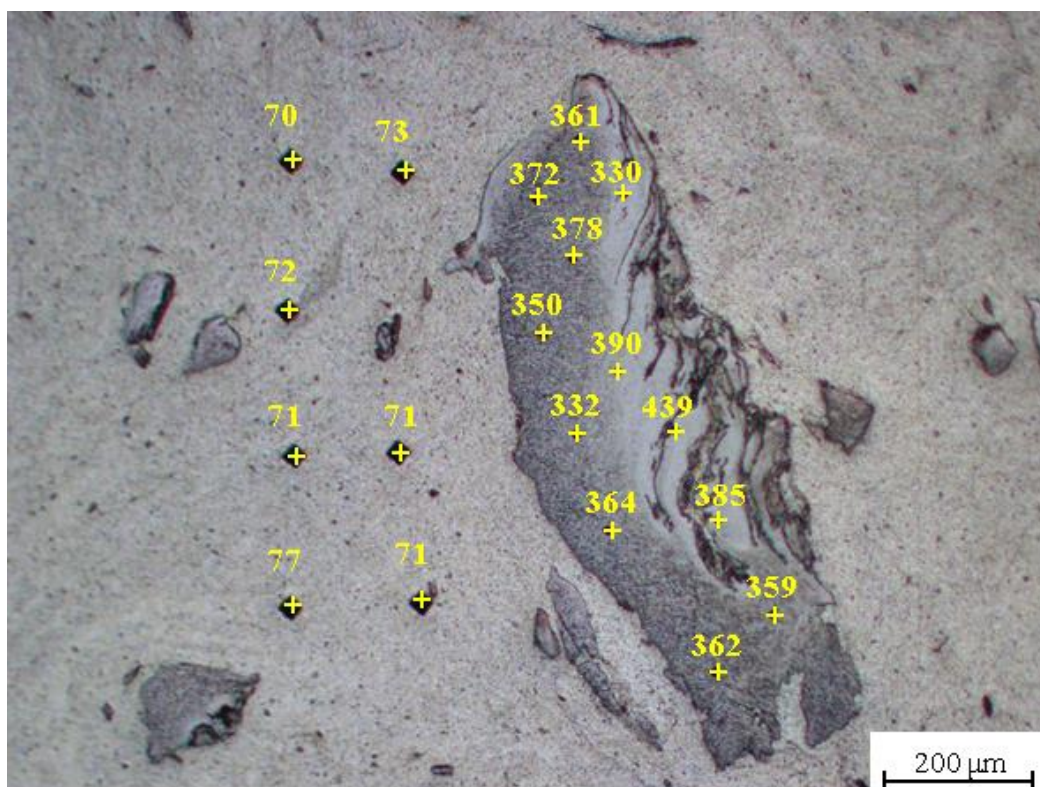


Figura 4.22 - Valores de durezas na interface da amostra G1. (Unidades em HV 0.05);
 MB-Ti = 319 ± 10 HV 0.05; MB-Al = 90 ± 3 HV 0.05.

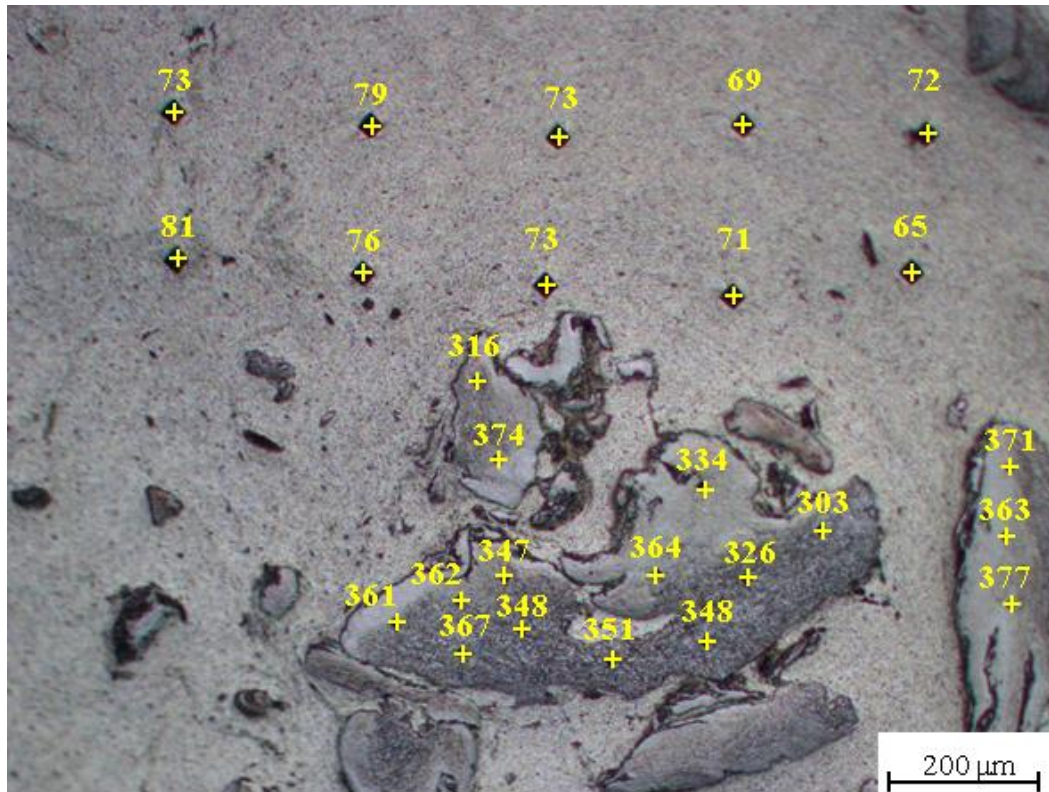


Figura 4.23 - Valores de durezas na interface da amostra G2. (Unidades em HV 0.05);
 MB-Ti = 325 ± 8 HV 0.05; MB-Al = 91 ± 3 HV 0.05.

Na amostra F1 (Zona sem CE), observa-se existência de um vazio de aproximadamente 1,5 mm, devido à falta de penetração do pino e à baixa força de forjamento durante o processo, como se pode observar na Figura 4.24b. Na amostra F3 (Zona com CE), este tipo de defeito ainda existia mas com dimensões menores, como se observa na Figura 4.25b, devido à passagem de corrente eléctrica. Na amostra F5 (Zona sem CE), mas já pré-aquecida por efeito de Joule, observa-se que o vazio na raiz é praticamente inexistente, tal como se pode verificar na Figura 4.26b. A utilização de corrente eléctrica permite reduzir o defeito de falta de ligação na raiz, através do aumento da viscoplasticidade do material e facilitando a deformação à volta do pino.

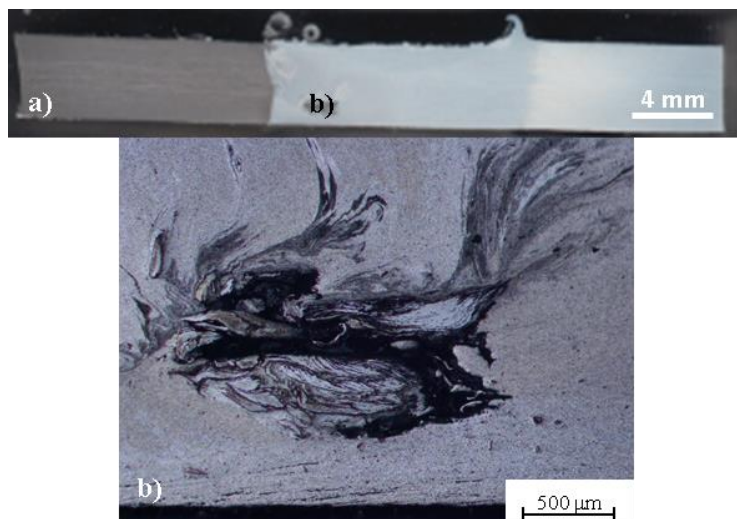


Figura 4.24 - a) Aspecto macrográfico da amostra F;
 b) Macrografia de um vazio, na zona da raiz.
 Parâmetros: $\Omega = 900 \text{ rev/min}$, $v = 112 \text{ mm/min}$, $h = 3.8\text{mm}$, $T = 0$ e sem CE.

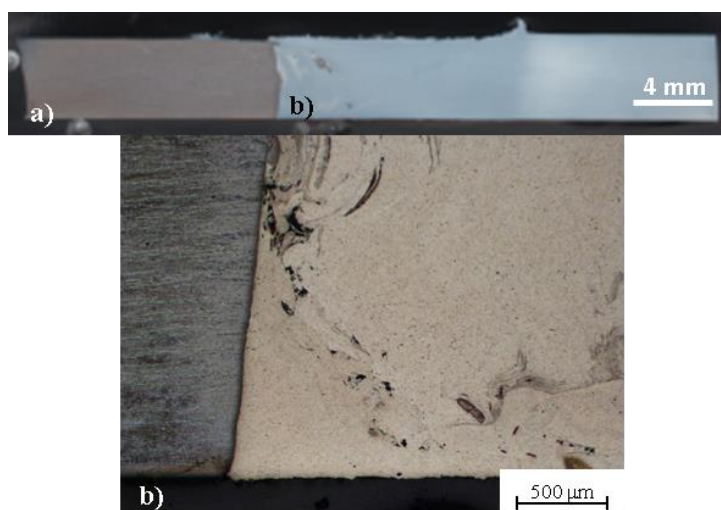


Figura 4.25 - a) Aspecto macrográfico da amostra F3; b) Macrografia na zona da raiz.
 Parâmetros: $\Omega = 900 \text{ rev/min}$, $v = 112 \text{ mm/min}$, $h = 3.8\text{mm}$, $T = 0$ e com CE.

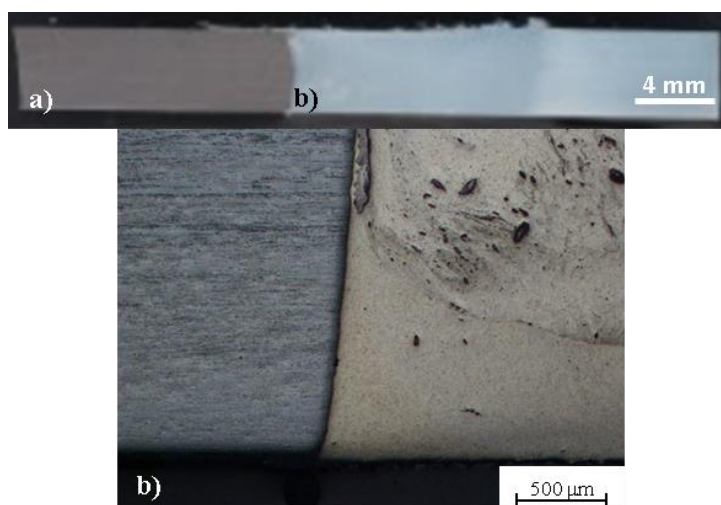


Figura 4.26 - a) Aspecto macrográfico da amostra F5; b) Macrografia na zona da raiz.
 Parâmetros: $\Omega = 900 \text{ rev/min}$, $v = 112 \text{ mm/min}$, $h = 3.8\text{mm}$, $T = 0$ e sem CE.

Na Figura 4.27b observa-se a diferença entre a ZTMA e ZTA. Na ZTMA os precipitados são de pequenas dimensões, e na ZTA observa-se uma coalescência dos precipitados, sendo estes de maiores dimensões e com uma distribuição aleatória.

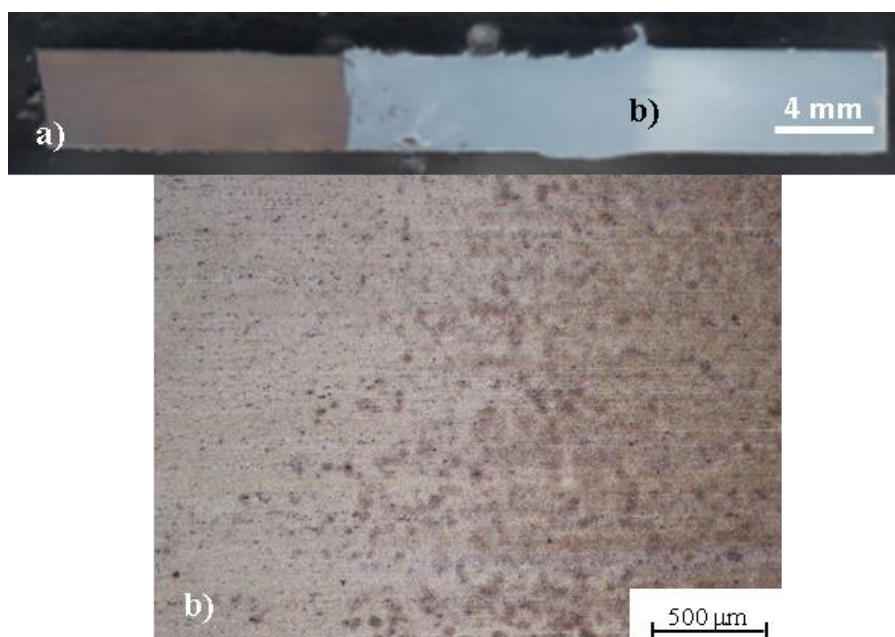


Figura 4.27 - a) Aspecto macrográfico da amostra F2; b) Macrografia na interface da ZTMA e a ZTA. Parâmetros: $\Omega = 900$ rev/min, $v = 112$ mm/min, $h = 3.8$ mm, $T = 0$ e com CE.

Da análise dos resultados apresentados na Figura 4.28, conclui-se que não existem alterações significativas no perfil de durezas da zona soldada com e sem corrente e, junto à interface do lado do titânio verifica-se um ligeiro aumento dos valores de dureza quando comparado com o material base, contudo, os valores não indicam a formação de fases intermetálicas que possuem valores na ordem de 500 HV [4]. Confirma-se que, a utilização de corrente eléctrica não afecta as características metalúrgicas da junta.

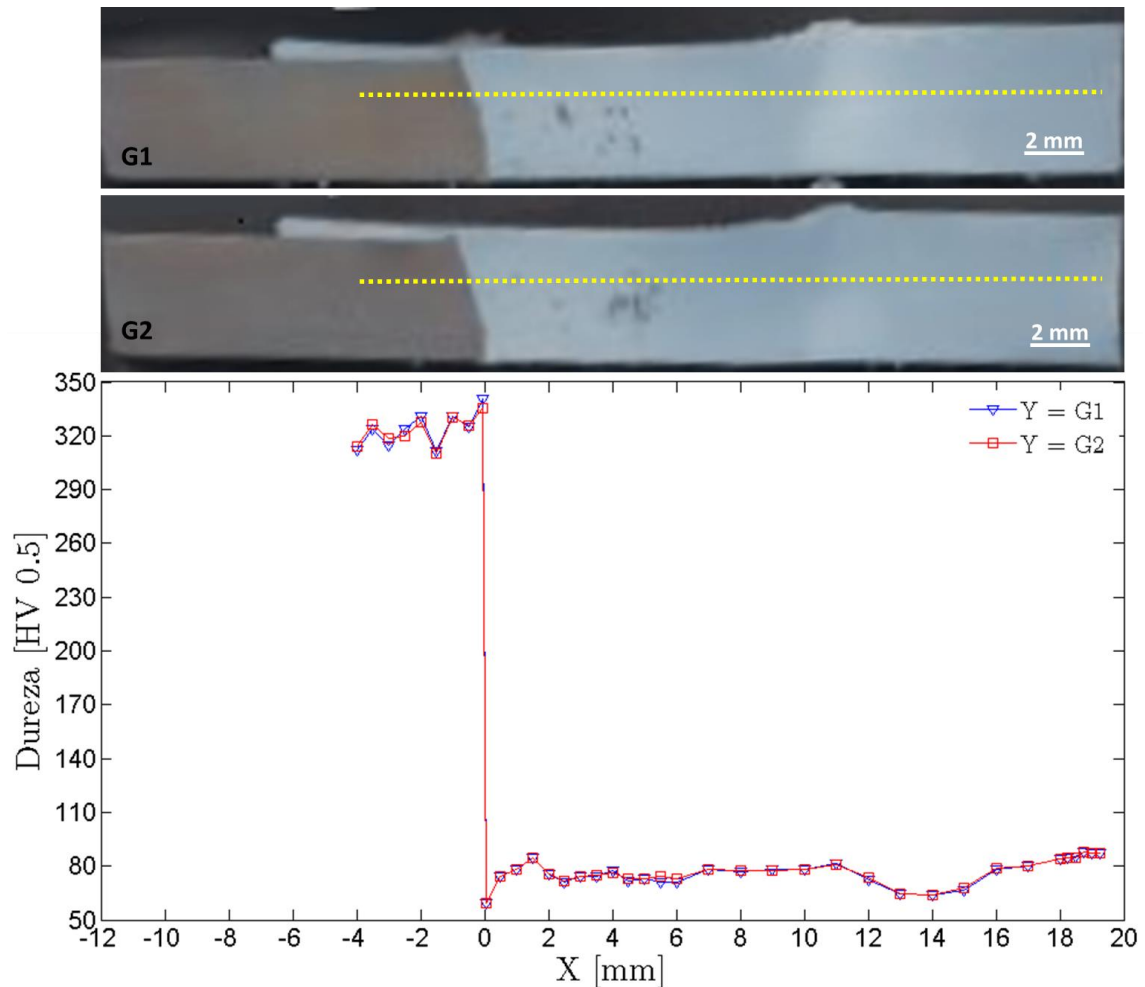


Figura 4.28 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra G1 e G2, $y = 2.5$ mm da base.

G1: MB-Ti = 310 ± 10 HV 0.05, MB-Al = 90 ± 3 HV 0.05

G2: MB-Ti = 317 ± 8 HV 0.05, MB-Al = 92 ± 3 HV 0.05

Na Figura 4.29 apresentam-se os mesmos resultados que na Figura 4.28, mas detalhando a zona do alumínio. Verifica-se que a zona do *nugget* é a que apresenta maiores variações de dureza, dadas as inclusões de titânio. A ZTA é onde se verificam os menores valores de dureza e a ZTMA é a zona onde o perfil de dureza é mais homogêneo. Tanto a zona do *nugget*, como na ZTMA e na ZTA apresentam valores de durezas inferiores ao material base. A ZTMA apresenta valores superiores à ZTA, já que o refinamento do grão é superior na ZTMA e na ZTA à coalescência de grão. Estes resultados são semelhantes aos obtidos por Song *et. al* [40] e Bang *et. al* [22].

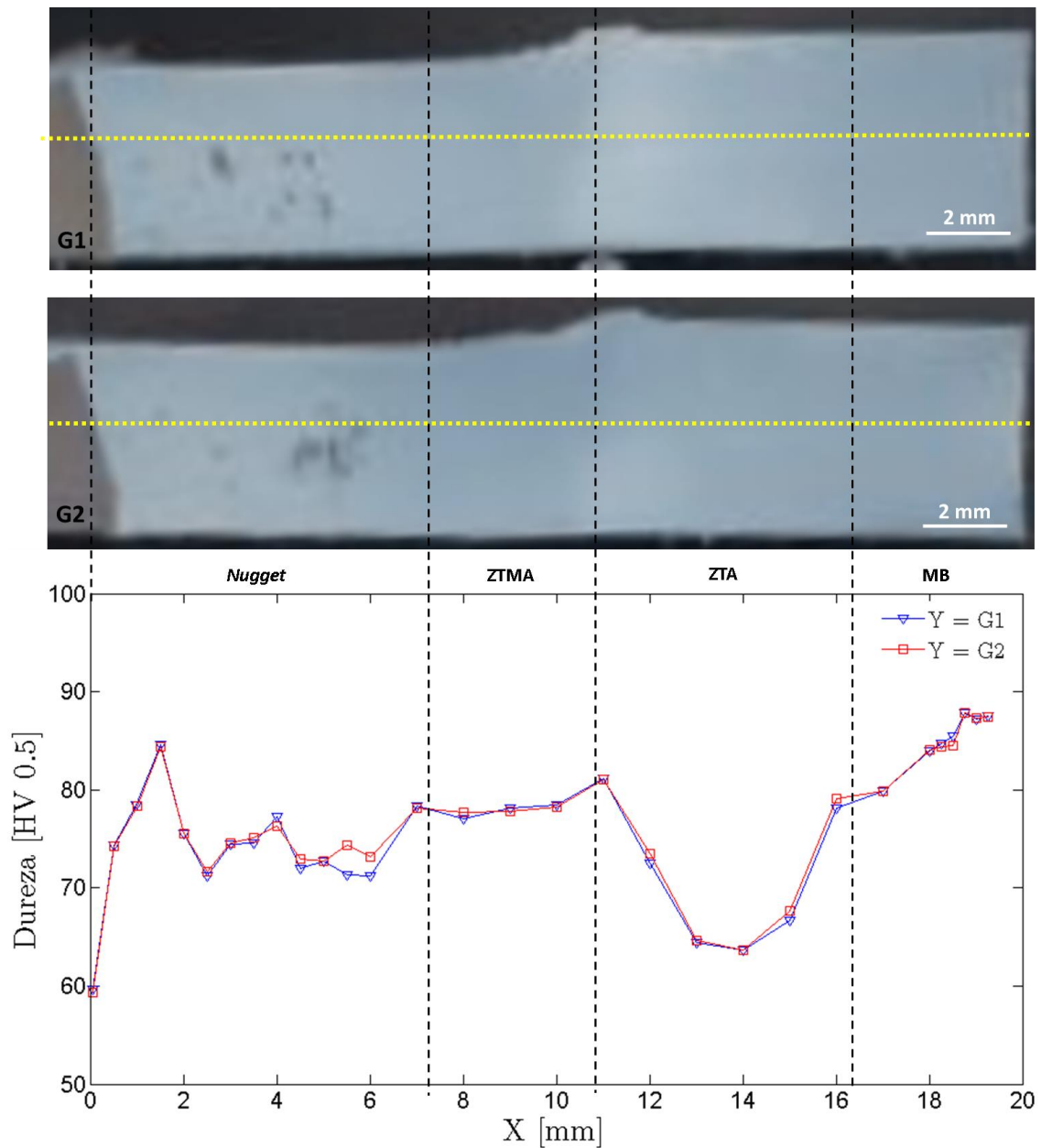


Figura 4.29 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra G1 e G2, apenas na zona do alumínio, $y = 2.5$ mm da base.

Em ambos os ensaios, o pino roçou no titânio acabando por ficar danificado. Para evitar este tipo de danos na ferramenta, é necessário aumentar a distância do mesmo à interface. Contudo, se este *offset* for muito grande não é possível obter juntas com boa ligação e livre de defeitos [39].

5. CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

5.1. Conclusões

Deste estudo foi possível concluir que:

- As ferramentas desenvolvidas permitem obter boas soldaduras, dentro dos parâmetros de soldadura estudados;
- A ferramenta V1 permite realizar boas soldaduras, contudo o revestimento de 300 µm de espessura não é o apropriado devido à sua baixa aderência à ferramenta de titânio;
- A geometria e materiais da ferramenta V2 desenvolvem no pino elevadas temperaturas;
- A base em pedra teve um bom desempenho como base isoladora, mas não é uma solução viável porque se danifica facilmente;
- A utilização da corrente eléctrica diminui o desgaste da ferramenta, pelo amaciamento do material base, por efeito de Joule;
- Em condições processuais é possível obter soldaduras na configuração de junta sobreposta e topo a topo isentas de defeitos;
- Em ambas as configurações de junta a posição do pino é fundamental para promover a ligação;
- Nos casos de soldaduras em que o pino tocou no titânio, observou-se a presença de partículas de titânio na zona do *nugget*, favorecendo a ocorrência de defeitos na interface, como fissura e porosidades;
- A utilização de corrente eléctrica nas soldaduras de juntas sobrepostas aumenta o fluxo viscoplástico do material na zona do *nugget*, obtendo-se melhores ligações, mesmo sem a ocorrência do contacto do pino com a liga de titânio.
- O calor gerado pela corrente eléctrica causa um amaciamento do material, permitindo um maior refinamento do grão.
- A utilização de corrente eléctrica nas soldaduras de juntas topo-a-topo permite reduzir os defeitos na raiz;
- Nas soldaduras de juntas topo-a-topo a sub-espessura de 1 mm, da chapa de titânio em relação à chapa de alumínio, confere maior estabilidade ao processo e diminui o desgaste da ferramenta;
- A utilização de corrente eléctrica não altera as propriedades metalúrgicas das juntas topo a topo.

5.2. Trabalhos Futuros

Sendo este um trabalho pioneiro no núcleo de Tecnologia Industrial no estudo da ligação dissimilar de ligas de alumínio e de titânio, para a sua continuação sugerem-se os seguintes desenvolvimentos e trabalhos:

- Desenvolvimento de novas ferramentas que continuem a permitir o confinamento da corrente eléctrica na base. Nomeadamente revestimentos com maior durabilidade e pinos com melhor resistência ao contacto com o titânio;
- Aumentar a corrente eléctrica nominal na fonte de alimentação, e melhorar o processo de alimentação à ferramenta, por a forma a diminuir a resistência eléctrica do circuito;
- Desenvolvimento de um novo sistema de fixação para a configuração topo-a-topo, que aumente a estabilidade do processo;
- Realizar ensaios de difração de raios X e de espectroscopia de raios X por dispersão;
- Realizar a caracterização mecânica da ligação, através de ensaios de tracção, de corte e de flexão.

6. REFERÊNCIAS

- [1] H. Bang, H. Bang, H. Song, and S. Joo, "Joint properties of dissimilar Al6061-T6 aluminum alloy/Ti-6%Al-4%V titanium alloy by gas tungsten arc welding assisted hybrid friction stir welding," *Materials & Design*, vol. 51, pp. 544-551, Oct 2013.
- [2] W. V. Vaidya, M. Horstmann, V. Ventzke, B. Petrovski, M. Kocak, R. Kocik, *et al.*, "Improving interfacial properties of a laser beam welded dissimilar joint of aluminium AA6056 and titanium Ti6Al4V for aeronautical applications," *Journal of Materials Science*, vol. 45, pp. 6242-6254, Nov 2010.
- [3] E. M. D. Lopes and R. M. Mirada, *Metalurgia da soldadura*, Instituto de Soldadura e Qualidade, 1993, p. 198.
- [4] Y.-h. Chen, Q. Ni, and L.-m. Ke, "Interface characteristic of friction stir welding lap joints of Ti/Al dissimilar alloys," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 22, pp. 299-304, Feb 2012.
- [5] W. F. Smith, *Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais*, Terceira ed., 1998.
- [6] *World Aluminium*, <http://www.world-aluminium.org>, (acedido em 9 de Janeiro de 2014).
- [7] K. Faller and F. H. S. Froes, "The use of titanium in family automobiles: Current trends," *JOM*, vol. 53, pp. 27-28, 2001.
- [8] *eFunda – Titanium*, <http://www.efunda.com/materials/alloys/titanium/titanium.cfm>, (acedido em 9 de Janeiro de 2014).
- [9] S. Kalpakjian, *Manufacturing Engineering and Technology*, Third ed.
- [10] *Titanium Alloys*, <http://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/weldability-of-materials-titanium-and-titanium-alloys-024/>, (acedido em 14 de Setembro de 2014).
- [11] S. Chen, L. Li, Y. Chen, J. Dai, and J. Huang, "Improving interfacial reaction nonhomogeneity during laser welding-brazing aluminum to titanium," *Materials & Design*, vol. 32, pp. 4408-4416, Sep 2011.
- [12] S. Lv, Y. Huang, T. Yang, J. Shi, and X. Jing, "RESEARCH ON CHARACTERISTICS OF WELDING FOR Al/Ti DISSIMILAR ALLOYS WITH TRAILING ULTRASONIC," *Reviews on Advanced Materials Science*, vol. 33, pp. 396-401, Aug 2013.
- [13] Y. Chen, S. Chen, and L. Li, "Effects of heat input on microstructure and mechanical property of Al/Ti joints by rectangular spot laser welding-brazing method," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 44, pp. 265-272, Sep 2009.
- [14] Y. Mishin and C. Herzig, "Diffusion in the Ti-Al system," *Acta Materialia*, vol. 48, pp. 589-623, 2000.
- [15] A. AlHazza, T. I. Khan, and I. Haq, "Transient liquid phase (TLP) bonding of Al7075 to Ti-6Al-4V alloy," *Materials Characterization*, vol. 61, pp. 312-317, Mar 2010.
- [16] I. A. Bataev, A. A. Bataev, V. I. Mali, and D. V. Pavliukova, "Structural and mechanical properties of metallic-intermetallic laminate composites produced by explosive welding and annealing," *Materials & Design*, vol. 35, pp. 225-234, Mar 2012.
- [17] S. Wei, Y. Li, J. Wang, and K. Liu, "Formation of Brittle Phases During Pulsed Current Gas Tungsten Arc Welding of Titanium to Aluminum Alloys," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 23, pp. 1451-1457, Apr 2014.
- [18] W. Yao, A. Wu, G. Zou, and H. Ren, "Formation process of the bonding joint in Ti/Al diffusion bonding," *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, vol. 480, pp. 456-463, May 15 2008.
- [19] A. Fuji, K. Ikeuchi, Y. S. Sato, and H. Kokawa, "Interlayer growth at interfaces of Ti/Al-1%Mn, Ti/Al-4.6%Mg and Ti/pure Al friction weld joints by post-weld heat treatment," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 9, pp. 507-512, 2004 2004.
- [20] Y. C. Chen and K. Nakata, "Microstructural characterization and mechanical properties in friction stir welding of aluminum and titanium dissimilar alloys," *Materials & Design*, vol. 30, pp. 469-474, Mar 2009.

- [21] M. Aonuma and K. Nakata, "Dissimilar Metal Joining of 2024 and 7075 Aluminium Alloys to Titanium Alloys by Friction Stir Welding," *Materials Transactions*, vol. 52, pp. 948-952, May 2011.
- [22] K.-S. Bang, K.-J. Lee, H.-S. Bang, and H.-S. Bang, "Interfacial Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Friction Stir Welds between 6061-T6 Aluminum and Ti-6%Al-4%V Alloys," *Materials Transactions*, vol. 52, pp. 974-978, May 2011.
- [23] R. John, K. V. Jata, and K. Sadananda, "Residual stress effects on near-threshold fatigue crack growth in friction stir welds in aerospace alloys," *International Journal of Fatigue*, vol. 25, pp. 939-948, Sep-Nov 2003.
- [24] Z. Zhu, K. Y. Lee, and X. Wang, "Ultrasonic welding of dissimilar metals, AA6061 and Ti6Al4V," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 59, pp. 569-574, Mar 2012.
- [25] W. V. Vaidya, M. Horstmann, V. Ventzke, B. Petrovski, M. Kocak, R. Kocik, *et al.*, "Structure-property investigations on a laser beam welded dissimilar joint of aluminium AA6056 and titanium Ti6Al4V for aeronautical applications Part I: Local gradients in microstructure, hardness and strength," *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik*, vol. 40, pp. 623-633, Aug 2009.
- [26] E. Schubert, M. Klassen, I. Zerner, C. Walz, and G. Sepold, "Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 115, pp. 2-8, Aug 22 2001.
- [27] T. Takemoto and I. Okamoto, "INTERMETALLIC COMPOUNDS FORMED DURING BRAZING OF TITANIUM WITH ALUMINUM FILLER METALS," *Journal of Materials Science*, vol. 23, pp. 1301-1308, Apr 1988.
- [28] S. Chen, L. Li, Y. Chen, and J. Huang, "Joining mechanism of Ti/Al dissimilar alloys during laser welding-brazing process," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 509, pp. 891-898, Jan 21 2011.
- [29] Z. Ma, C. Wang, H. Yu, J. Yan, and H. Shen, "The microstructure and mechanical properties of fluxless gas tungsten arc welding-brazing joints made between titanium and aluminum alloys," *Materials & Design*, vol. 45, pp. 72-79, Mar 2013.
- [30] S. X. Lv, X. J. Jing, Y. X. Huang, Y. Q. Xu, C. Q. Zheng, and S. Q. Yang, "Investigation on TIG arc welding-brazing of Ti/Al dissimilar alloys with Al based fillers," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 17, pp. 519-524, Oct 2012.
- [31] S. Lv, Q. Cui, Y. Huang, and X. Jing, "Influence of Zr addition on TIG welding-brazing of Ti-6Al-4V to Al5A06," *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, vol. 568, pp. 150-154, Apr 15 2013.
- [32] R. S. Mishra and Z. Y. Ma, "Friction stir welding and processing," *Materials Science & Engineering R-Reports*, vol. 50, pp. 1-78, Aug 31 2005.
- [33] J. F. O. Santos and L. Quintino, *Processos de Soldadura*, Instituto de Soldadura e Qualidade, 1998, p.632.
- [34] R. Nandan, T. DebRoy, and H. K. D. H. Bhadeshia, "Recent advances in friction-stir welding - Process, weldment structure and properties," *Progress in Materials Science*, vol. 53, pp. 980-1023, Aug 2008.
- [35] M. H. Shojaeefard, R. A. Behnagh, M. Akbari, M. K. B. Givi, and F. Farhani, "Modelling and Pareto optimization of mechanical properties of friction stir welded AA7075/AA5083 butt joints using neural network and particle swarm algorithm," *Materials & Design*, vol. 44, pp. 190-198, Feb 2013.
- [36] F. Zhi-hong, H. Di-qiu, and W. Hong, "Friction Stir Welding of Aluminum Alloys," *Journal of Wuhan University of Technology*, vol. 19, pp. 61-64, 2004.
- [37] M. Senmwldi and C. Metals, "Advances in tooling material for friction stir welding," ed, 1991, pp. 1-11, http://www.innovaltec.com/downloads/rowe_matcong.pdf
- [38] *ESAB - FSW Technical Handbook*, <http://www.esab.ch/de/de/support/upload/FSW-Technical-Handbook.pdf>, (acedido em Dezembro de 2013).
- [39] B. Li, Z. H. Zhang, Y. F. Shen, W. Y. Hu, and L. Luo, "Dissimilar friction stir welding of Ti-6Al-4V alloy and aluminum alloy employing a modified butt joint configuration:

- Influences of process variables on the weld interfaces and tensile properties," *Materials & Design*, vol. 53, pp. 838-848, Jan 2014.
- [40] Z. Song, K. Nakata, A. Wu, J. Liao, and L. Zhou, "Influence of probe offset distance on interfacial microstructure and mechanical properties of friction stir butt welded joint of Ti6Al4V and A6061 dissimilar alloys," *Materials & Design*, vol. 57, pp. 269-278, May 2014.
 - [41] R. Miranda, "Soldadura Híbrida," presented at the Workshop sobre Técnicas Avançadas nos Processos de Ligação e Consolidação, Ordem dos Engenheiros, Lisboa, 2013, http://www.ordemengenheiros.pt/fotos/dossier_artigo/soldadurahibrida_rosamiranda_5805453925252c639393dc.pdf, (acedido em 14 de Janeiro de 2014).
 - [42] X. Long and S. K. Khanna, "Modelling of electrically enhanced friction stir welding process using finite element method," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 10, pp. 482-487, Jul 2005.
 - [43] W. A. Ferrando, "Electrically assisted friction stir welding.", U.S. Patent 8164021, Mar. 31, 2008, <http://patents.justia.com/patent/8164021>.
 - [44] W. A. Ferrando, "The Concept of Electrically Assisted Friction Stir Welding (EAFSW) and Application to the Processing of Various Metals," Naval Surface Warfare Center Carderock Division 2008.
 - [45] T. G. Santos, R. M. Miranda, and P. Vilaca, "Friction Stir Welding assisted by electrical Joule effect," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 214, pp. 2127-2133, Oct 2014.
 - [46] MatWeb, <http://www.matweb.com>, (acedido em 30 de Julho de 2014).

ANEXOS

ANEXO 1 LABVIEW

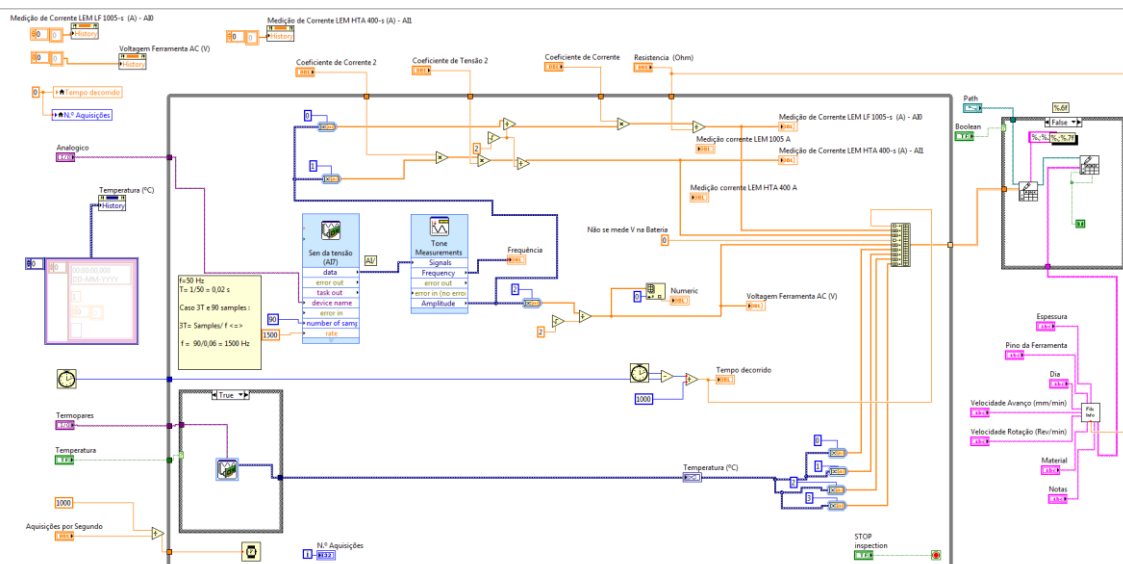


Figura A1 - Diagrama de blocos do código de LabView do programa de aquisição de dados

ANEXO 2 MACROGRAFIAS DOS ENSAIOS



Figura A 2 - a) Aspecto macrográfico da amostra B1; b) Aspecto macrográfico da amostra B2; c) Aspecto macrográfico da amostra B3; d) Aspecto macrográfico da amostra B4.



Figura A 3 - a) Aspecto macrográfico da amostra C1; b) Aspecto macrográfico da amostra C2; c) Aspecto macrográfico da amostra C3; d) Aspecto macrográfico da amostra C4.

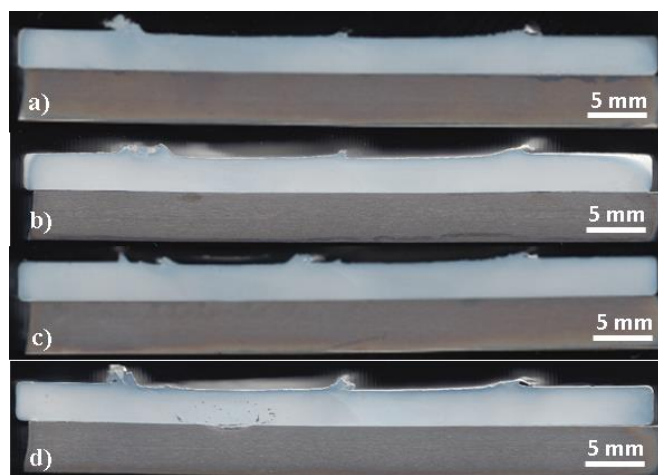


Figura A 4 - a) Aspecto macrográfico da amostra E1; b) Aspecto macrográfico da amostra E2; c) Aspecto macrográfico da amostra E3; d) Aspecto macrográfico da amostra E4.

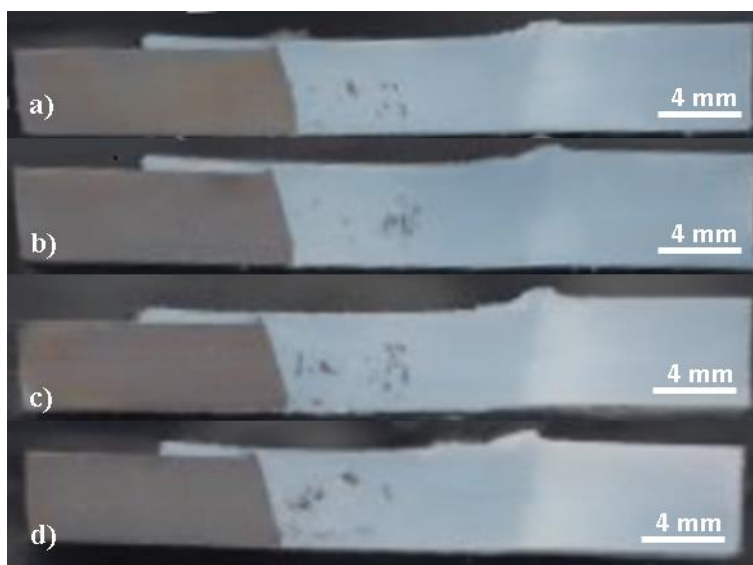


Figura A 5 - a) Aspecto macrográfico da amostra G1; b) Aspecto macrográfico da amostra G2; c) Aspecto macrográfico da amostra G3; d) Aspecto macrográfico da amostra G4.

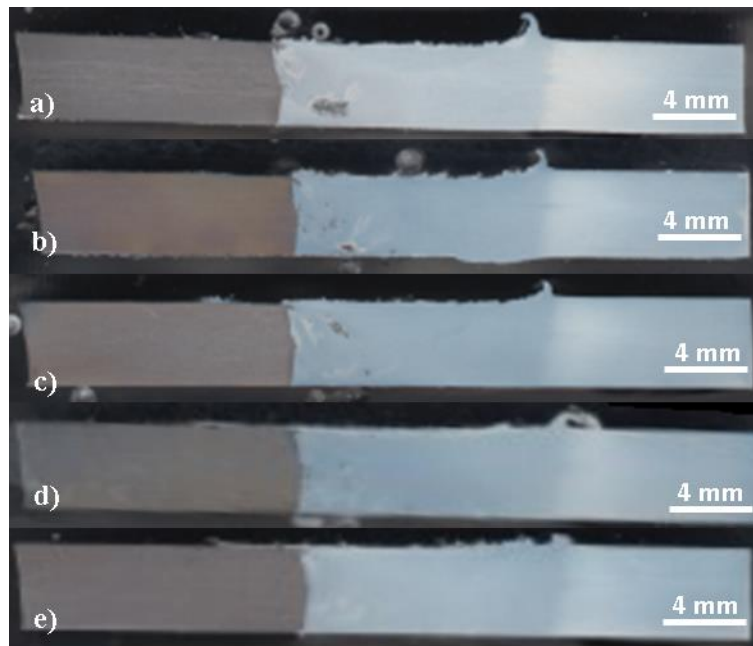


Figura A 6 - a) Aspecto macrográfico da amostra F1; b) Aspecto macrográfico da amostra F2;
c) Aspecto macrográfico da amostra F3; d) Aspecto macrográfico da amostra F4;
e) Aspecto macrográfico da amostra F5.

ANEXO 3 REGISTOS DE MEDIÇÕES DE CORRENTE E TENSÃO

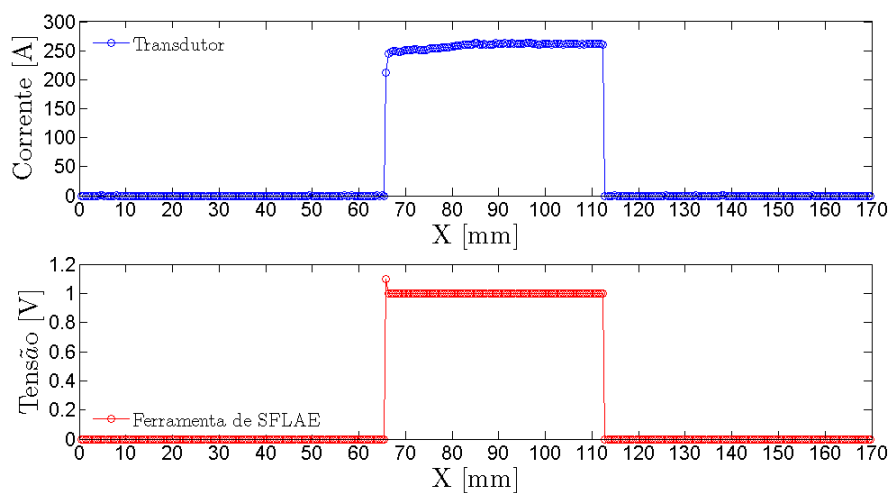


Figura A 7 - Medições de corrente e voltagem durante o ensaio A, 1° Cordão.

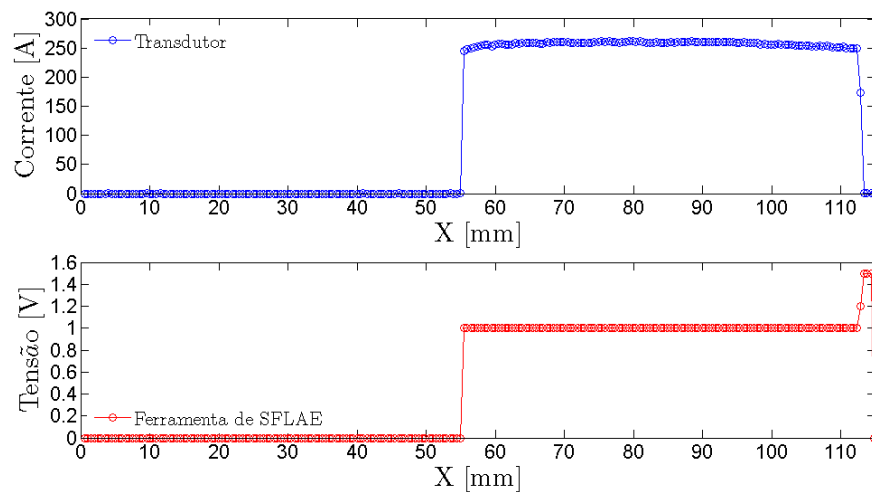


Figura A 8 - Medições de corrente e tensão durante o ensaio B, 1ºCordão.

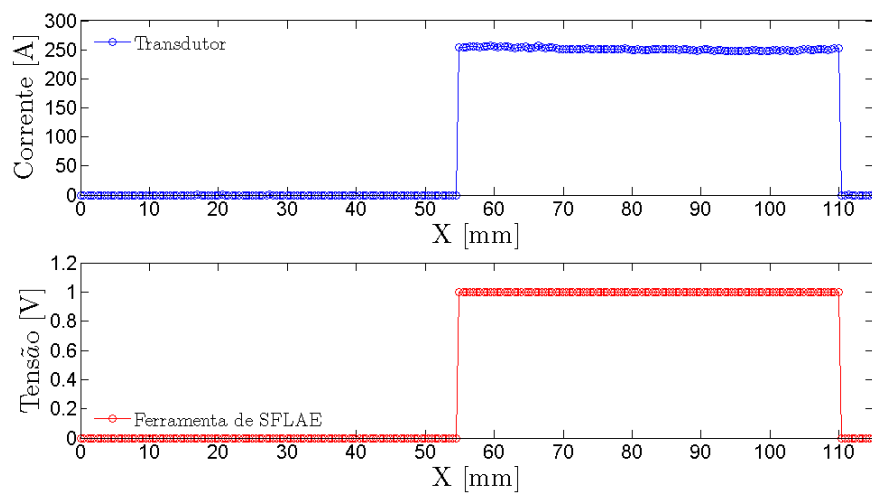


Figura A 9 - Medições de corrente e tensão durante o ensaio B, 2ºCordão.

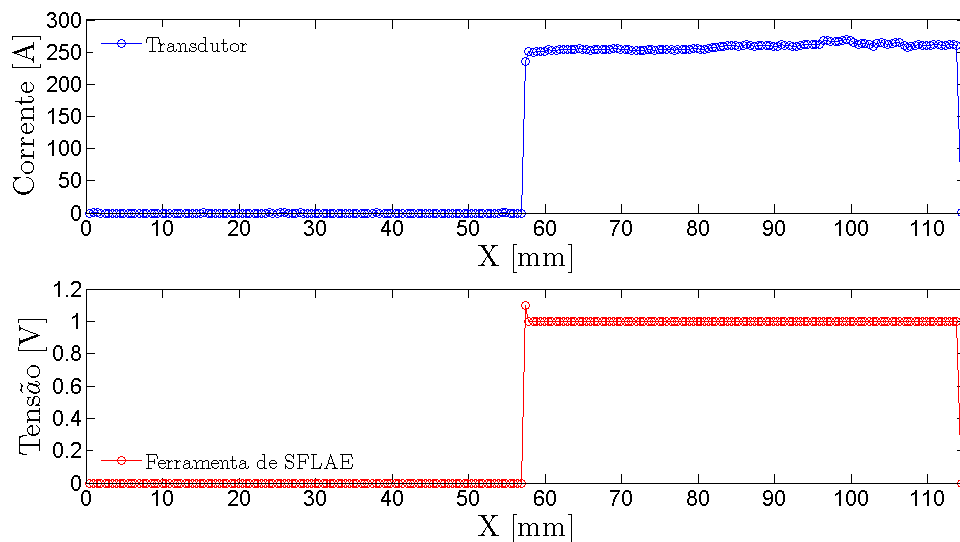


Figura A 10 - Medições de corrente e tensão durante o ensaio C, 1ºCordão.

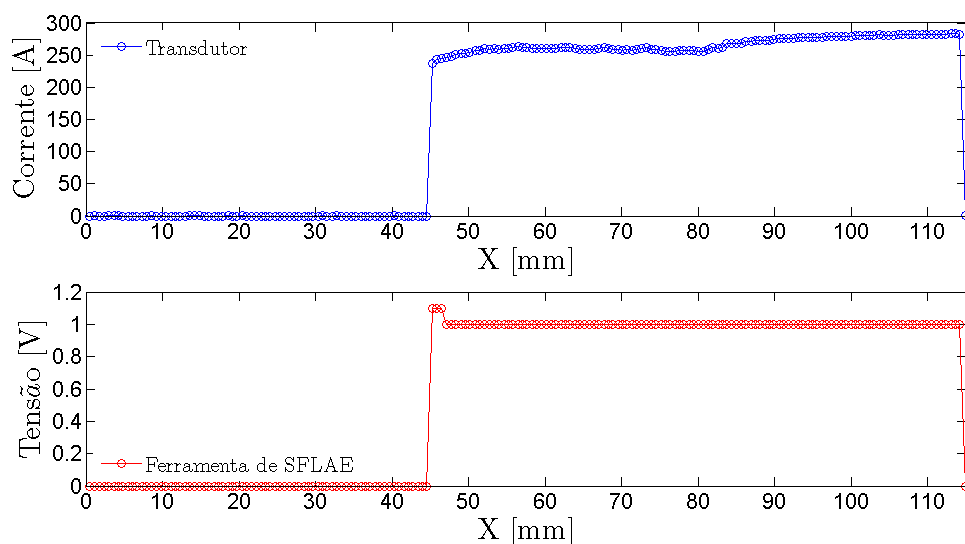


Figura A 11 - Medições de corrente e tensão durante o ensaio C, 2° Cordão.

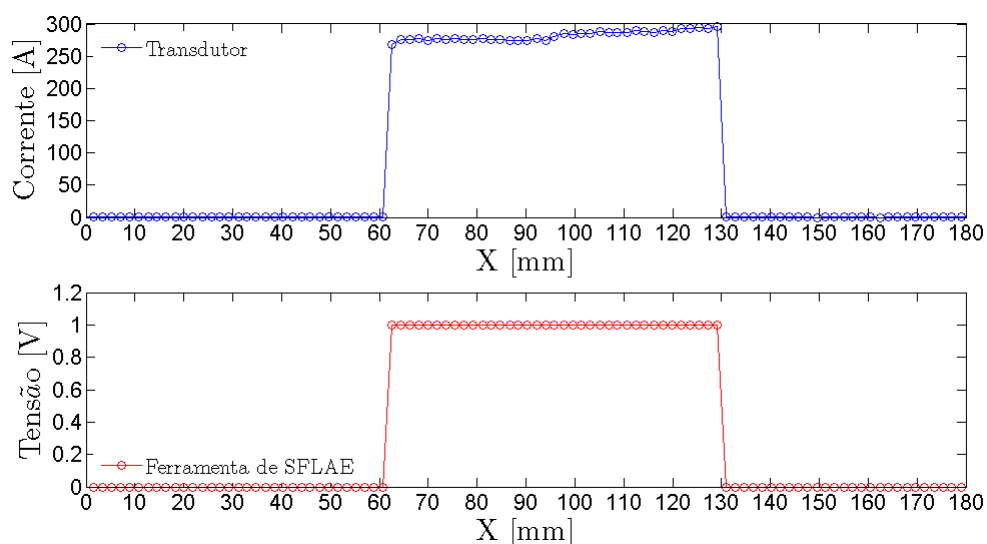


Figura A 12 - Medições de corrente e tensão durante o ensaio D, 1° Cordão.

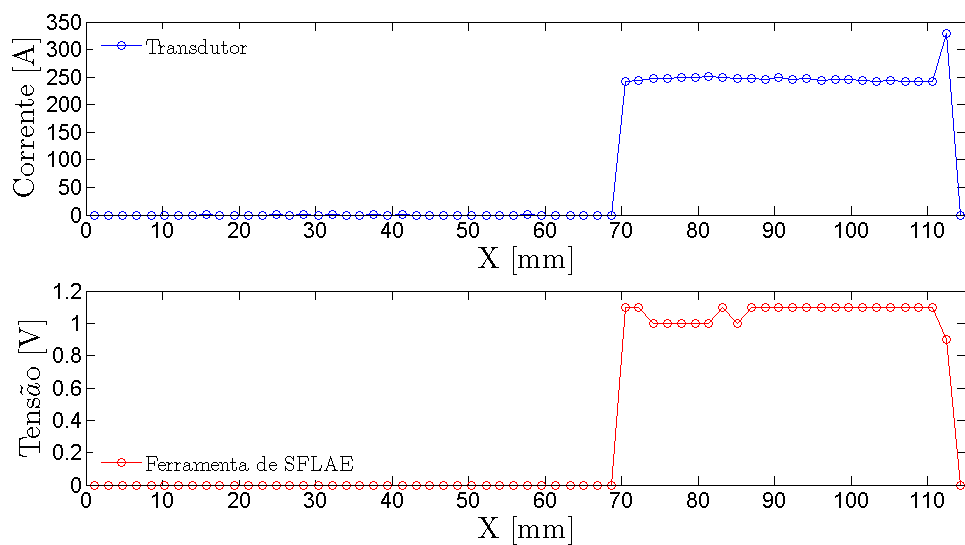


Figura A 13 - Medições de corrente e tensão durante o ensaio D, 2° Cordão.

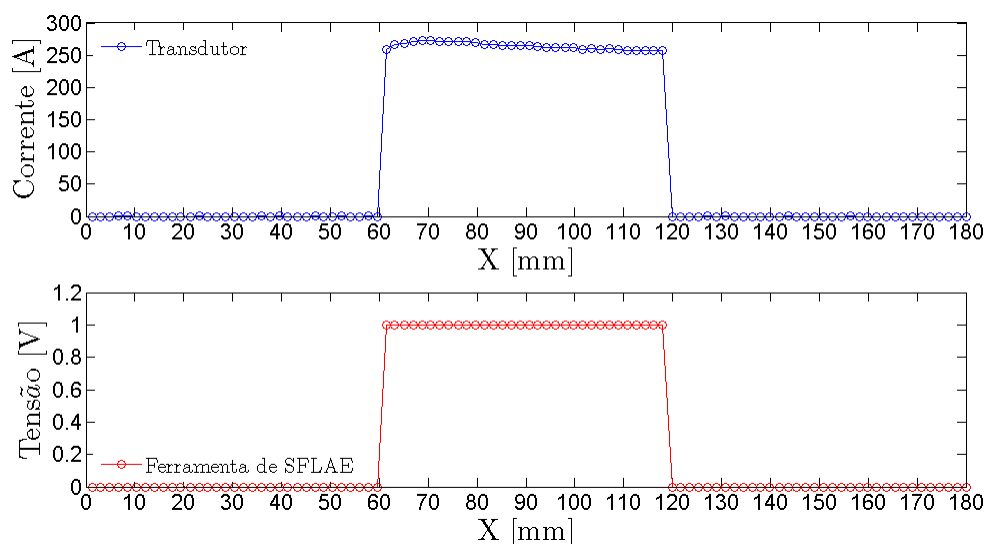


Figura A 14 - Medições de corrente e tensão durante o ensaio E, 1º Cordão.

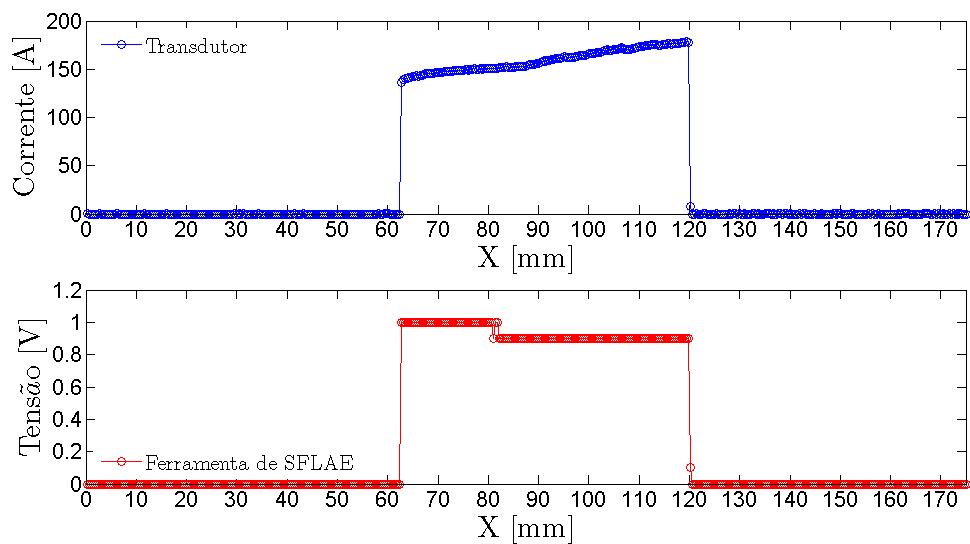


Figura A 15 - Medições de corrente e tensão durante o ensaio F.

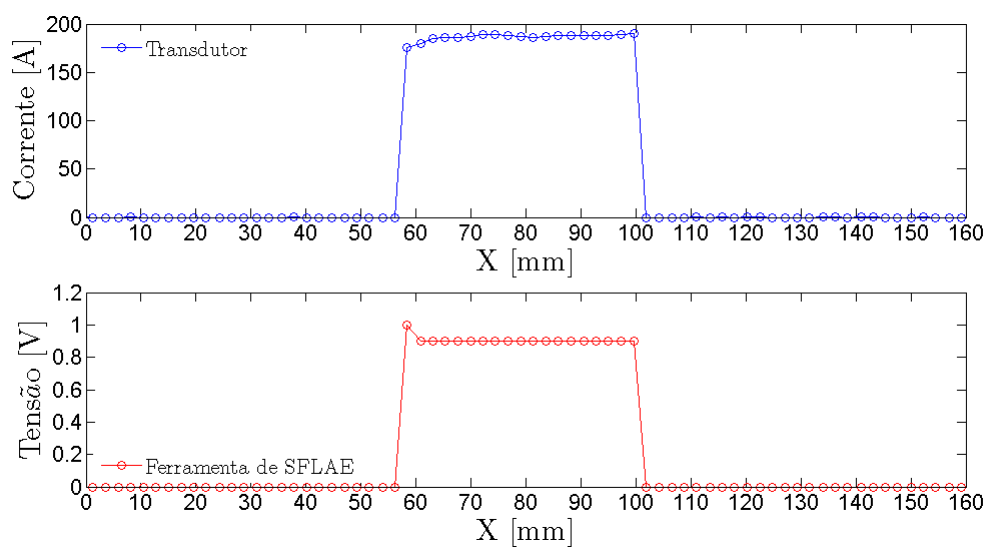


Figura A 16 - Medições de corrente e tensão durante o ensaio G.

ANEXO 4 GRÁFICOS DOS ENSAIOS DE DUREZA

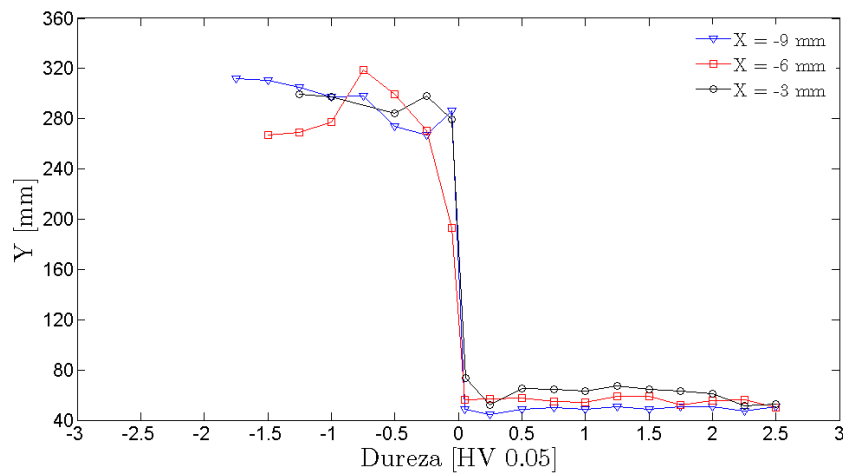


Figura A 17 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra B1, 1º Cordão.

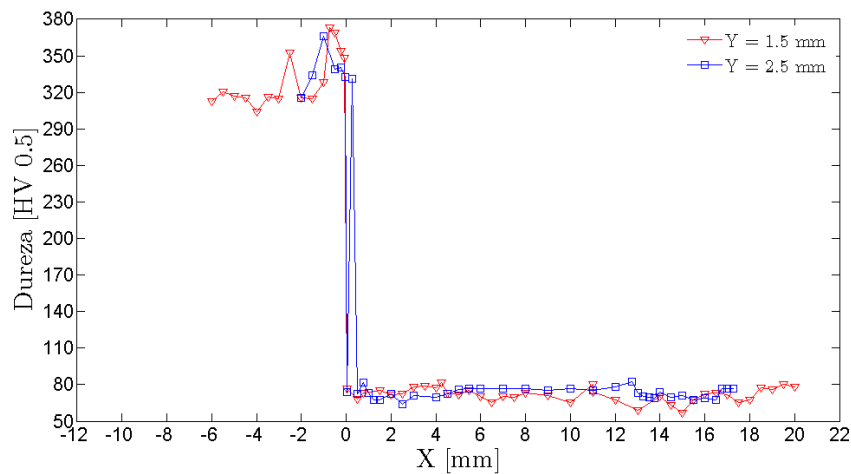


Figura A 18 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra B1, 2º Cordão.

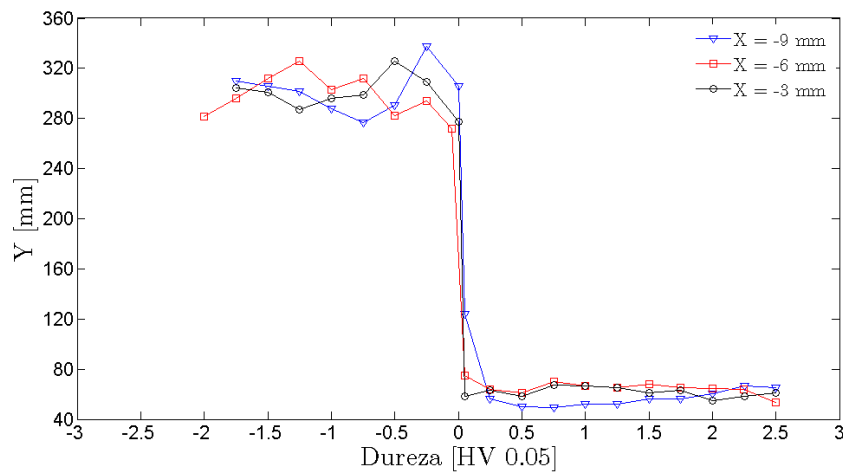


Figura A 19 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra B2, 1º Cordão.

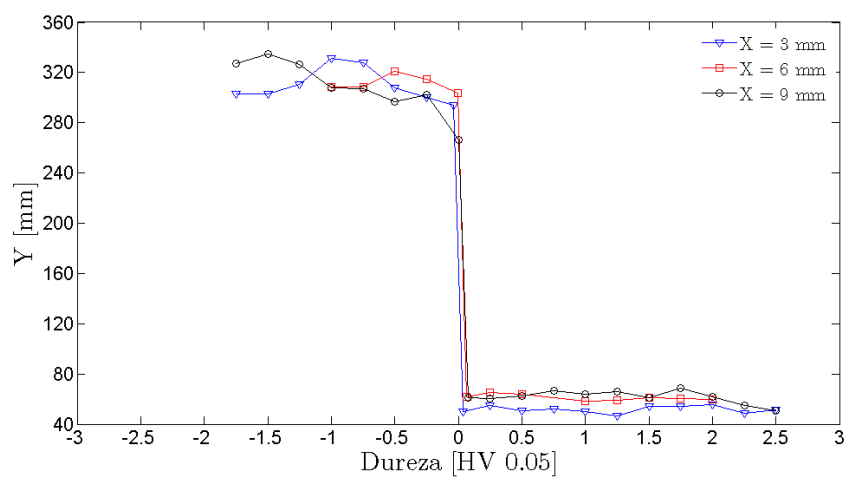


Figura A 20 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra B2, 2^oCordão.

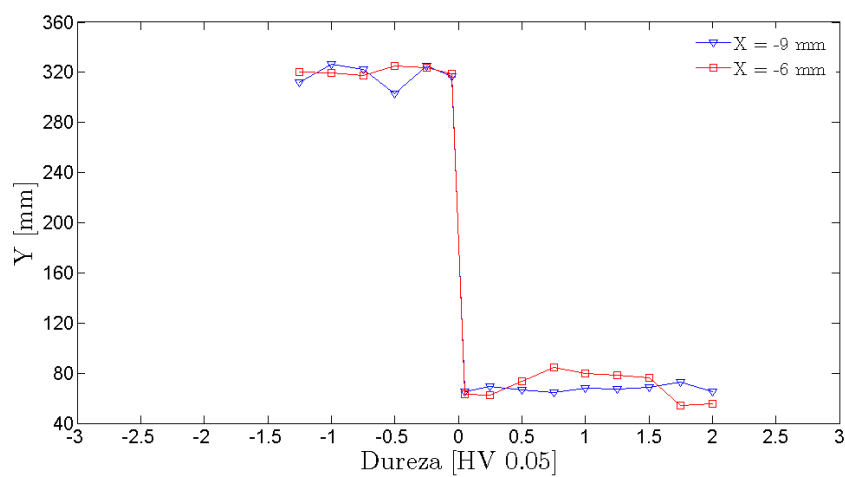


Figura A 21 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra B3, 1^oCordão.

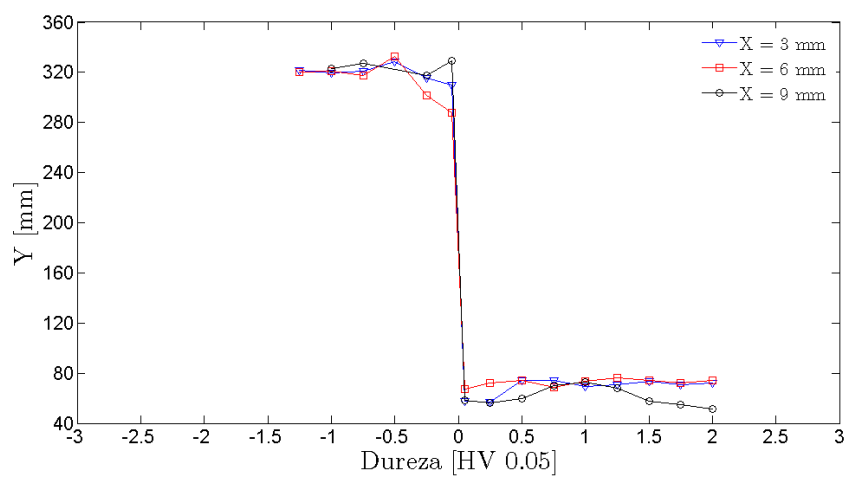


Figura A 22 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra B3, 2^oCordão.

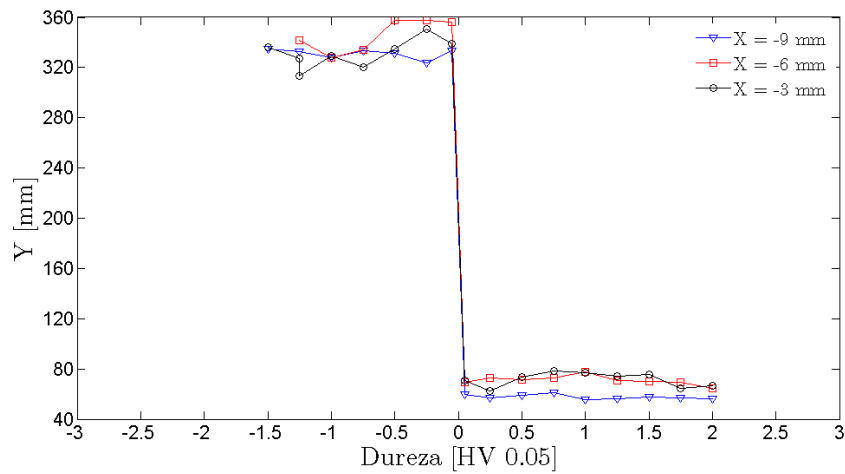


Figura A 23 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra B4, 1ºCordão.

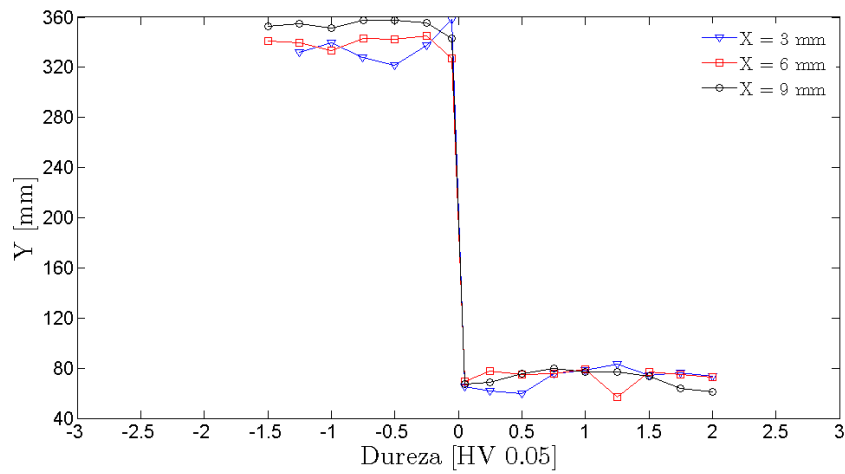


Figura A 24 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra B4, 2ºCordão.

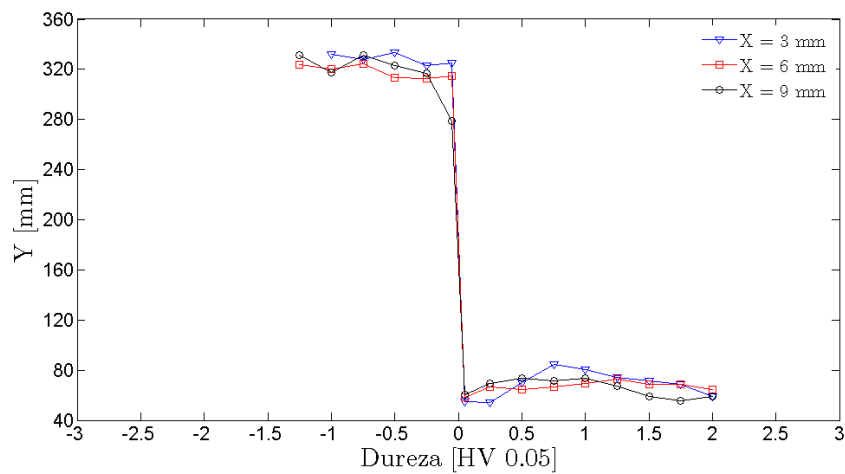


Figura A 25 Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra C1, 2ºCordão.

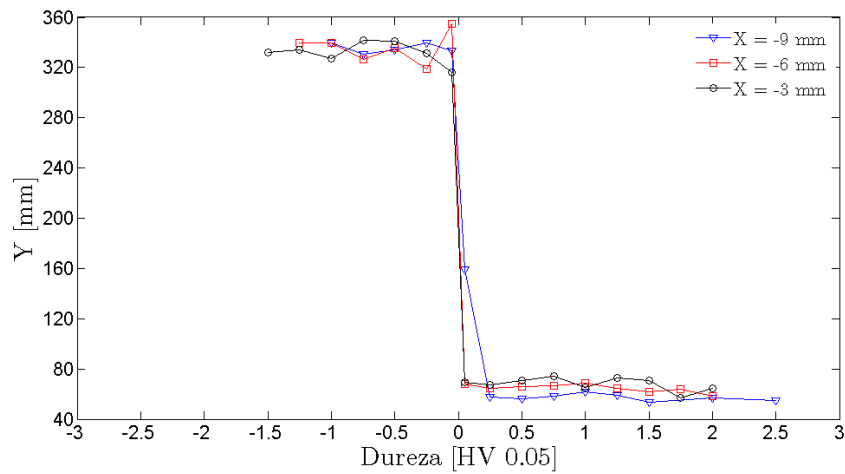


Figura A 26 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra C3, 1ºCordão.

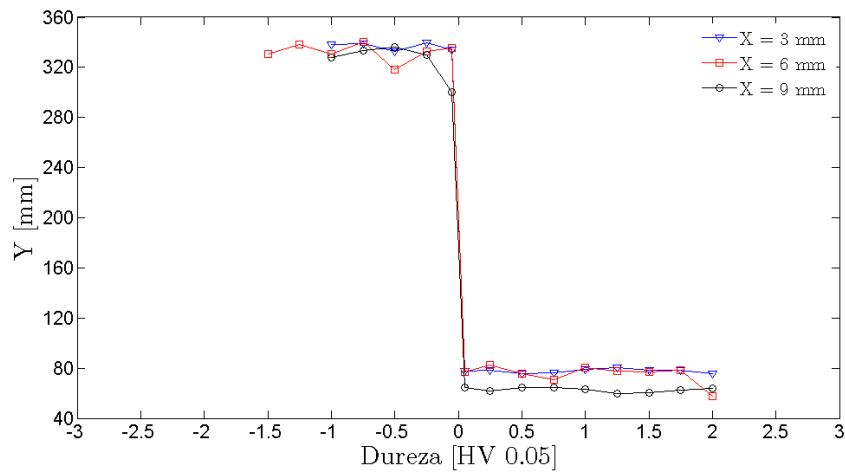


Figura A 27 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra C3, 2ºCordão.

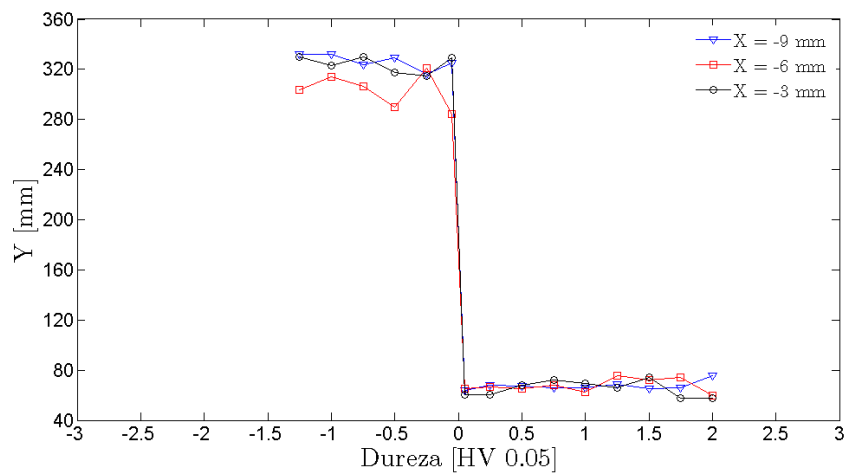


Figura A 28 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra E1, 1ºCordão.

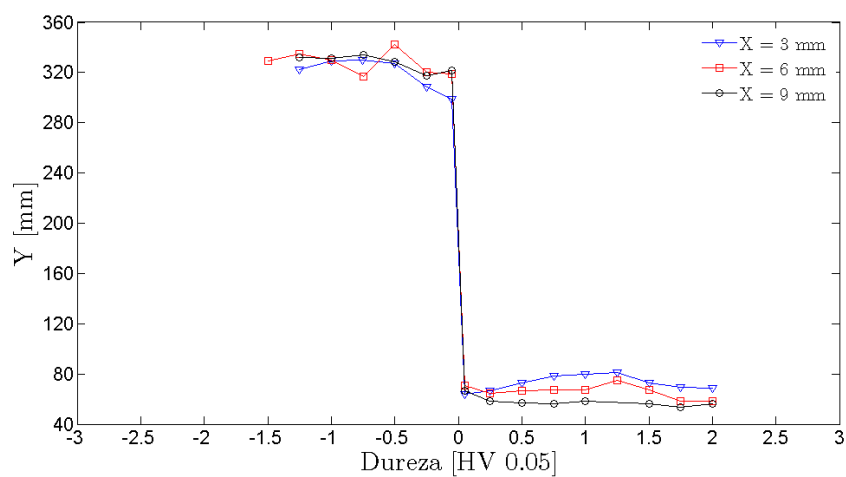


Figura A 29 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra E1, 2^oCordão.

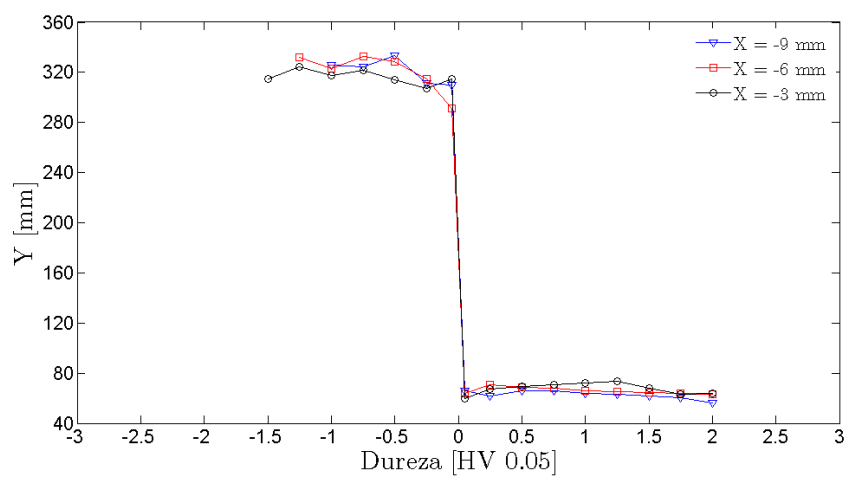


Figura A 30 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra E2, 1^oCordão.

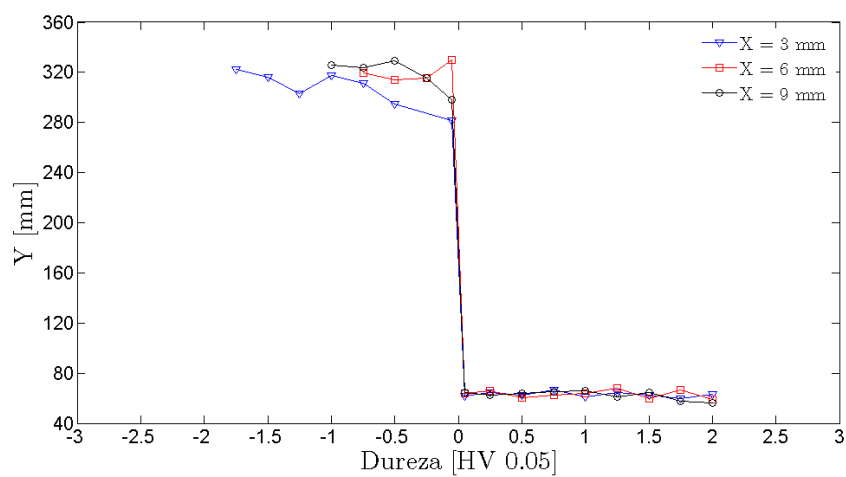


Figura A 31 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra E2, 2^oCordão.

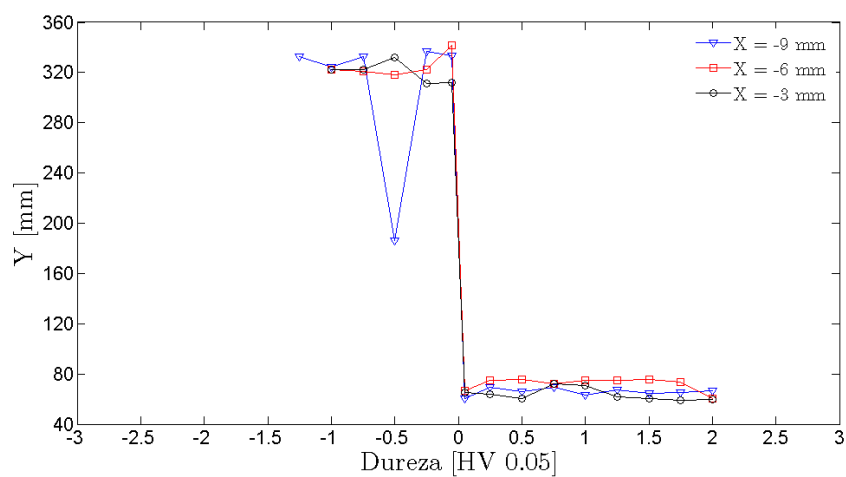


Figura A 32 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra E3, 1^oCordão.

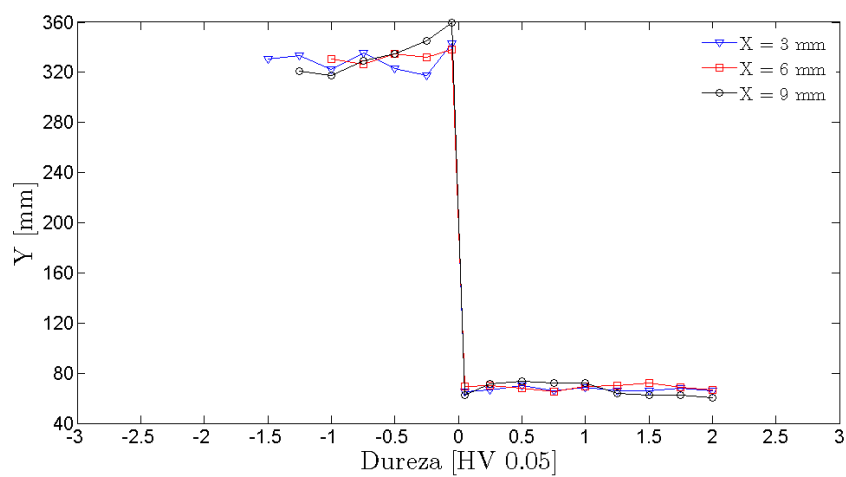


Figura A 33 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra E3, 2^oCordão.

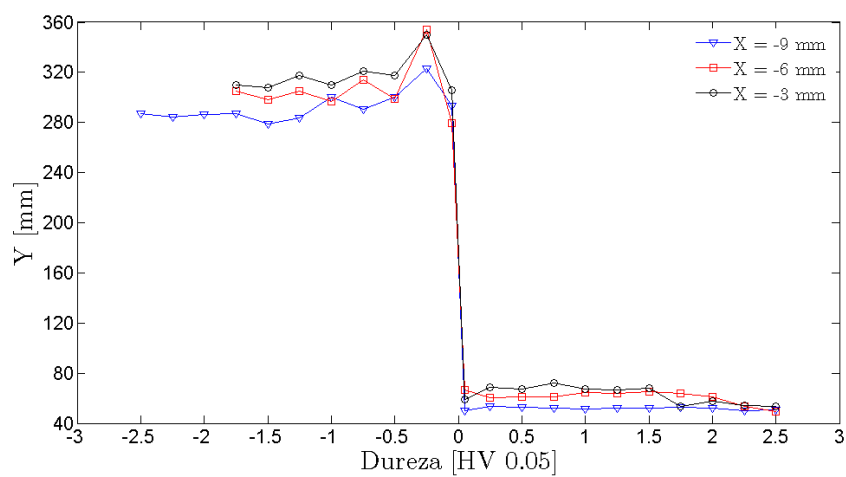


Figura A 34 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra E4, 1^oCordão.

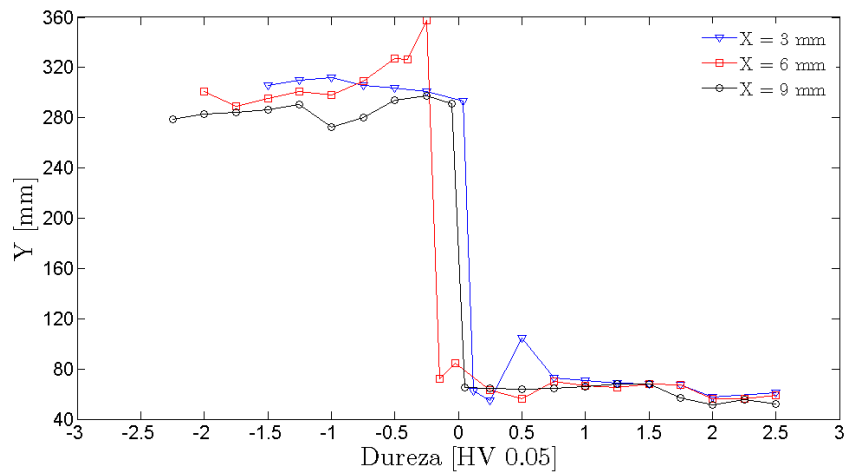


Figura A 35 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra E4, 2° Cordão.

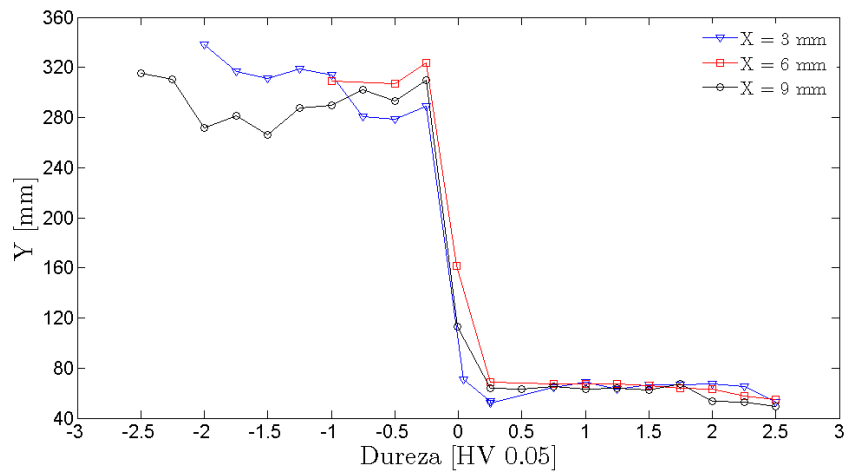


Figura A 36 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra F1.

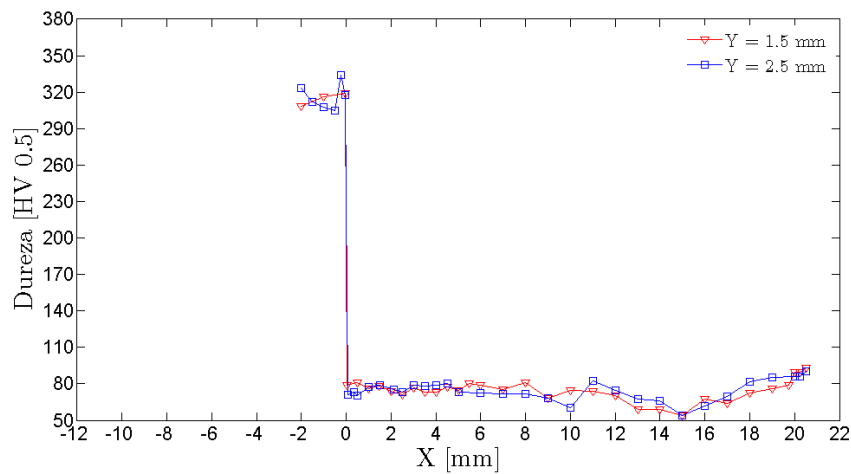


Figura A 37 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra F2.

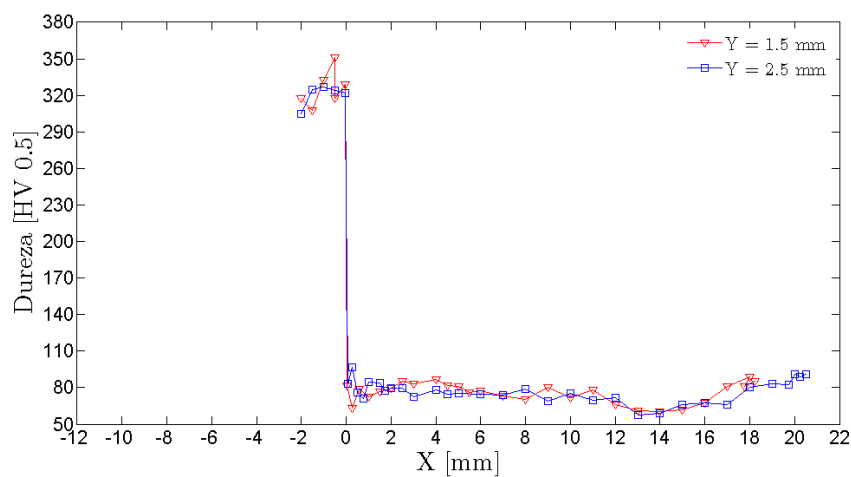


Figura A 38 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra F3.

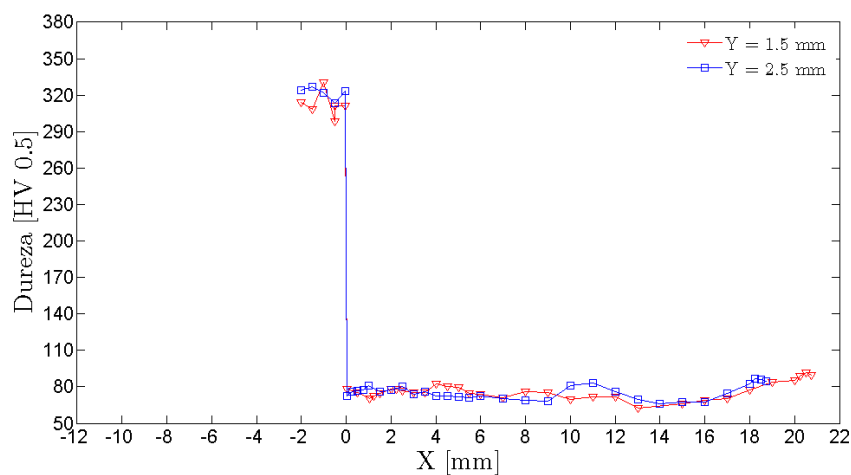


Figura A 39 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra F4.

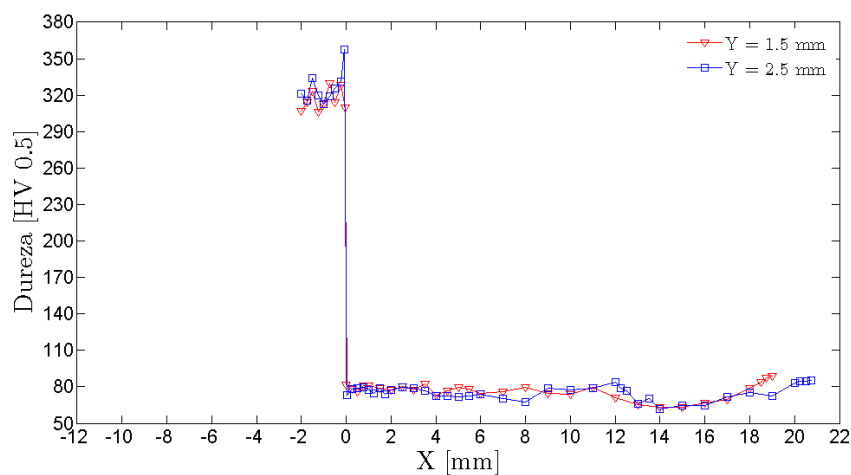


Figura A 40 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra F5.

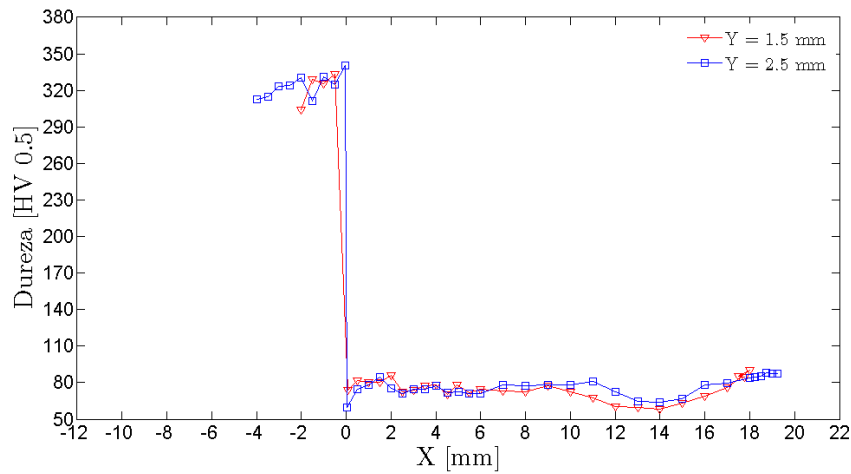


Figura A 41 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra G1.

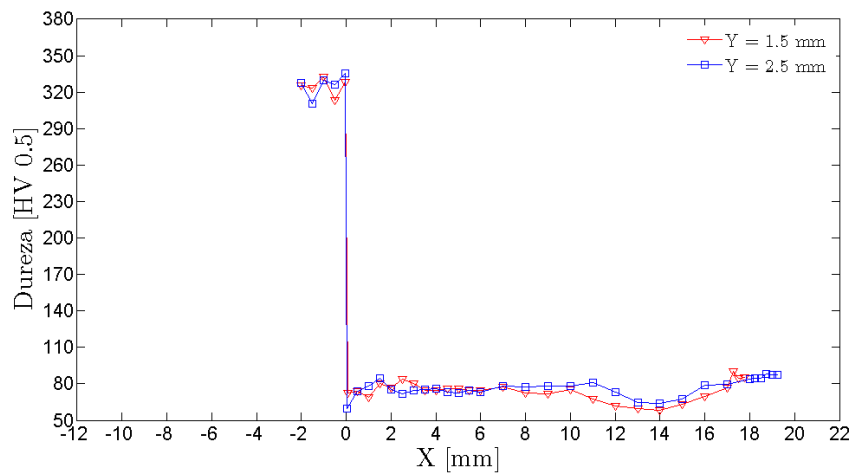


Figura A 42 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra G2.

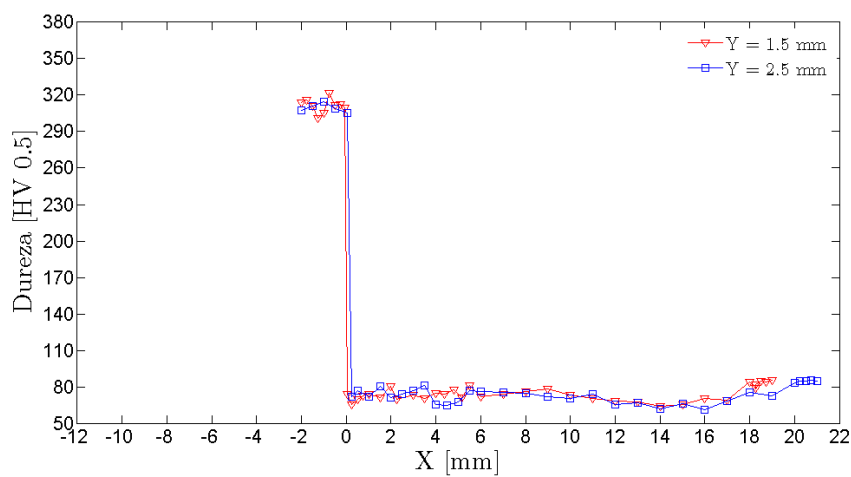


Figura A 43 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra G3.

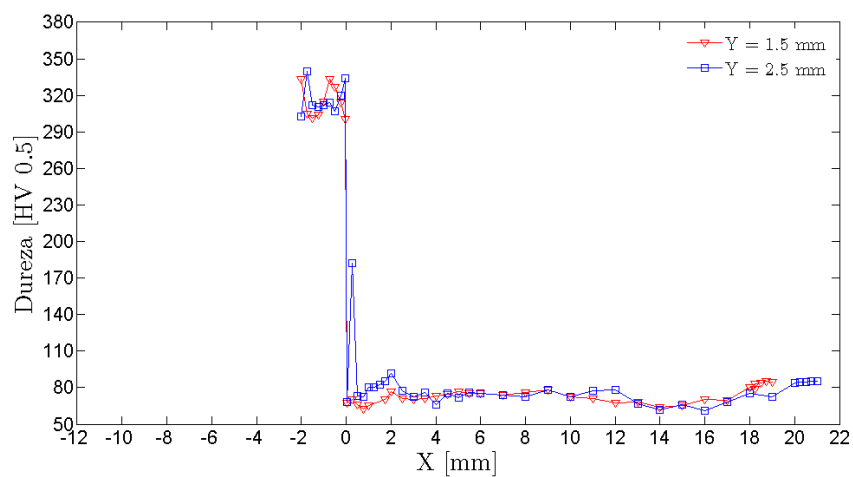


Figura A 44 - Sobreposição dos perfis de dureza do cordão de soldadura da amostra G4.